

ISSN 0366-1296

Forschungsbericht 60

BUNDESANSTALT FÜR
MATERIALPRÜFUNG (BAM)

BERLIN

Untersuchungen zur Erfassung der Kaltformbarkeit von Feinblechen beim Strecken

von Dr.-Ing. H. Spreckelmeyer,
Dr.-Ing. R. Helms,
Dr.-Ing. J. Ziebs

August 1979

I – IX, 103 Seiten, 87 Bilder, 9 Tabellen

Herausgegeben von der
Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM)
Unter den Eichen 87, 1000 Berlin 45
Telefon 030/8104-1
Telex 01-83 261 bamb d

Die vorliegende Arbeit wurde zum Teil von der Deutschen Forschungs-Gemeinschaft (DFG) gefördert; die Verfasser danken der DFG für diese Unterstützung. Ihr Dank gilt weiterhin auch der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM) und besonders den Mitarbeitern der BAM, die bei der Durchführung experimenteller Arbeiten und bei der Lösung meßtechnischer und konstruktiver Probleme beteiligt waren.

J. Ziebs, R. Helms

Allgemeine Zeichen	VII
1. Einleitung	1
1.1 Arbeitsziel	1
1.2 Literaturübersicht	2
1.2.1 Der Begriff Kaltformbarkeit	2
1.2.2 Die verschiedenen Versagenskriterien	3
1.2.2.1 Die Oberflächenrauigkeit als Grenzformänderungskriterium	3
1.2.2.2 Stabile und instabile Dehnungsanteile beim Strecken	3
1.2.2.3 Der duktile Bruch	4
1.2.3 Plastomechanische Gesetzmäßigkeiten	6
1.2.4 Grenzformänderungen beim Strecken	7
1.2.4.1 Die Grenzformänderungskurve	8
1.2.4.2 Einflüsse werkstoffmechanischer Art	9
1.2.4.3 Theoretische Ansätze	13
1.2.4.3.1 Die lokale Versagenstheorie nach M + K	15
1.2.4.3.2 Die mathematische Behandlung der Theorie nach M + K	16
1.2.4.3.3 Modifizierungen des Ansatzes nach M + K	18
1.2.4.4 Vergleich theoretischer Ansätze mit experimentellen Befunden	19
2. Ermittlung der mechanischen Kenndaten im Zugversuch	20
2.1 Versuchseinrichtungen	20
2.1.1 Probenvorbereitung	21
2.1.2 Versuchswerkstoffe	21
2.1.3 Definition des r-Wertes und dessen Bestimmung	22
2.1.3.1 Berechnung der Anisotropiekoeffizienten	23
2.1.4 Definition des n-Wertes und dessen Bestimmung	25
2.2 Ergebnisse der Zugversuche	26
2.2.1 Generelle Übertragbarkeit der Ergebnisse	26
2.2.2 Diskussion der r-Wert-Bestimmung	28
2.2.3 Diskussion der Ergebnisse der n-Wert-Bestimmung	31
2.3 Korrelation zwischen den verschiedenen im Zugversuch gewonnenen Kenndaten	35
3. Umformung mit starrem Stempel	37
3.1 Versuchsdurchführung	37
3.1.1 Probenform	37
3.1.2 Meßraster	38
3.1.3 Schmierungs- und Reibungseinflüsse	38
3.1.4 Umformeinrichtung	39
3.1.5 Ausmessen der Raster	40
3.2 Auswertung der Umformversuche	41
3.2.1 Dickenformänderung und Kennzeichnung der Einschnürungskontur	41
3.2.2 Formänderungsanalyse	46
3.2.2.1 Formänderungswege	46
3.2.2.2 Experimentell ermittelte Grenzformänderungskurven	49
3.2.2.2.1 Korrelation mit r- und n-Werten	51
3.2.2.3 Ansätze zur theoretischen Erfassung der Grenzformänderungen für den Fall der plastischen Instabilität	53
3.2.2.3.1 Abhängigkeit der Grenzformänderung φ_2 vom Spannungsverhältnis α	58

4. Hydraulisches Einbeulen	64
4.1 Versuchseinrichtungen	64
4.1.1 Die hydraulische Tiefungsvorrichtung	64
4.1.2 Datenerfassung zur Fließkurvenbestimmung	65
4.1.3 Berechnung der Hauptspannungen und -dehnungen	66
4.1.3.1 Drehsymmetrische Verformung beim hydraulischen Einbeulversuch	66
4.1.3.2 Berechnung der Hauptspannungen am Ellipsoidabschnitt	67
4.1.4 Erfassung der Hauptdehnungen und Hauptkrümmungen mittels eines Meßkopfes	68
4.2 Ergebnisse der hydraulischen Tiefungsversuche	69
4.2.1 Fließkurven der biaxialen Zugversuche	69
4.2.2 Fließortkurven	74
4.2.3 Grenzformänderungen beim hydraulischen Einbeulen	75
4.2.4 Formänderungsanalyse bei reibungsfreier Tiefung	76
4.2.5 Dickenformänderung φ_3 und Einschnürungskennzeichnung ψ	77
4.2.6 Einfluß des Spannungsverhältnisses α auf die Grenzformänderung φ_1 bei variablem α -abhängigen Verfestigungsvermögen n	80
5. Begleitende Untersuchungen	83
5.1 Texturuntersuchung	83
5.1.1 Allgemeine Einführung	83
5.1.2 Versuchswerkstoffe und Versuchsdurchführung	84
5.1.3 Darstellung der Texturuntersuchungen	84
5.1.4 Ergebnisse der Texturuntersuchungen	84
5.1.4.1 α -Eisen, ferritisches Stahlblech RSt 14.03	84
5.1.4.2 γ -Eisen, austenitisches Stahlblech X5 CrNi 189	87
5.1.4.3 Diskussion der Untersuchungsergebnisse	88
5.2 Fraktographische Untersuchung	89
5.2.1 Der duktile Bruch bei Feinblechen; Einführung	89
5.2.2 Darstellung der Untersuchungen	90
Literaturverzeichnis	95

Zusammenfassung

Zur vergleichenden Beurteilung des Umformverhaltens beim Strecken metallischer Werkstoffe in Form von Blech und Band wird üblicherweise der Zugversuch unter Ermittlung der senkrechten Anisotropie r und des Verfestigungsexponenten n herangezogen. Zusätzlich dazu sind auch sogenannte nachbildende Prüfverfahren entwickelt worden, in denen die maximal erreichbaren Grenzformänderungen beim Strecken nach Keeler und Goodwin zwischen den auch in der vorliegenden Arbeit betrachteten Spannungsverhältnissen $\alpha = \sigma_2/\sigma_1 = 0 \dots 1$ ermittelt werden können.

Auf der Grundlage plastomechanischer Gesetzmäßigkeiten wurden in Anlehnung an bereits bekannte Ansätze Ausdrücke für die technisch interessanten größten Grenzformänderungen φ_1 in Abhängigkeit vom jeweils konstant vorausgesetzten Spannungsverhältnis α gewonnen; die Grenzformänderungen sind dabei durch das Einsetzen einer plastischen Instabilität mit anschließender diffuser oder aber mit anschließender lokalisierter Einschnürung bedingt. Den Ableitungen liegt das Kriterium des Kraftmaximums $dF_1=0$ zugrunde. In die so aufgestellten Beziehungen geht der Anisotropiezustand des Werkstoffes ein, der z.B. im Zugversuch zu ermitteln ist. Die dazu zugrunde gelegte Annahme, daß der im Zugversuch ermittelte Anisotropiezustand im gesamten Bereich der hier betrachteten Spannungsverhältnisse und Formänderungen konstant bleibt, wurde durch Texturuntersuchungen überprüft.

In umfangreichen experimentellen Untersuchungen an fünf verschiedenen Blechwerkstoffen in drei Dicken wurden die Grenzformänderungen in reibungsbehafteten Versuchen, d.h. durch Strecken unterschiedlich konturierter Blechzuschnitte über einem festen Kugelstempel sowie durch reibungsfreie hydraulische Einbeulversuche mit verschiedenen elliptischen Matrizen gewonnen. Ähnlich wie der Zugversuch ($\alpha = 0$) ließ auch der hydraulische Einbeulversuch mittels einer speziellen Meßvorrichtung die Ermittlung der Fließkurven und der zugehörigen n -Werte bei $\alpha = 0,5 \dots 1$ zu.

Ein Vergleich zwischen den theoretisch zu erwartenden und den experimentell gewonnenen Grenzformänderungskurven ist an sich nur zulässig, wenn neben konstanten r - und n -Werten auch die Formänderungswege durch konstante Spannungsverhältnisse gekennzeichnet sind. Mit Hilfe kinematographischer Formänderungsanalysen wurden an den Einbeulproben jedoch mehr oder weniger große Abweichungen vom konstanten Spannungsverhältnis festgestellt. Dennoch zeigte sich, wenn auch häufig nur der Tendenz nach, eine brauchbare Übereinstimmung zwischen den erwarteten und den experimentell ermittelten Werten. Höhere n -Werte haben dabei eindeutig höhere Grenzformänderungen zur Folge, wobei die Grenzformänderungskurven insgesamt flacher und symmetrischer werden. Hohe r -Werte ergaben dagegen steilere Kurvenäste im Bereich $\epsilon_2 < 0$, d.h. bei $\alpha < 0,5$.

Die Untersuchung der Formänderungen in Dickenrichtung und besonders die der Einschnürkontur in Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis α ergab, daß der Versagensprozeß im gesamten Bereich $\alpha = 0 \dots 1$ durch die Ausbildung einer lokalisierten Einschnürung gekennzeichnet ist. Nach den theoretischen Ansätzen sollte aber im Bereich $\alpha = 0,5 \dots 1$ die plastische Instabilität nur durch die Ausbildung einer diffusen Einschnürung bestimmt sein. Diese Abweichung vom erwarteten Einschnürmechanismus, die abhängig vom Spannungsverhältnis auch den Formänderungsweg und das Einschnürbild beeinflussen, sowie nicht ohne weiteres erfaßbare ebenfalls vom Spannungsverhältnis abhängige Änderungen der mechanischen Eigenschaften der Bleche im Verlauf der Umformung sind als Ursache für die Differenzen zwischen den theoretischen und experimentellen Grenzformänderungskurven anzusehen.

Eine Änderung der mechanischen Eigenschaften der Bleche prägt sich in der vom Spannungsverhältnis beeinflussten Fließkurve aus. Mit steigendem Spannungsverhältnis wurden sowohl fallende als auch steigende Verfestigungsexponenten n

ermittelt. Weiterhin ändert sich während der Umformung der Anisotropiezustand, und zwar mit steigendem Spannungsverhältnis von einer anfänglich orthogonalen Zugtextur bei $\alpha = 0$ zu einer planaren Stauchtextur bei $\alpha = 1$ hin. Letztere hat dann eine Isotropie in der Blechebene zur Folge.

In der vorliegenden Arbeit wurde versucht, Zusammenhänge zwischen einfachen Verformungskennwerten von Blech- und Bandwerkstoffen und der Kaltformbarkeit beim zweiachsigen Strecken aufzuzeigen. Künftige Arbeiten sollten der Ausprägung lokalisierter Einschnürungen auch bei höheren α -Werten Rechnung tragen und Möglichkeiten aufzeigen, wie die sich im Verlaufe einer Verformung ändernden mechanischen Eigenschaften der Bleche in die Ansätze einbezogen werden können.

S u m m a r y

Investigation of the stretch-formability of sheet metals

An investigation into the effects of mechanical variables on failure limits in biaxial stretching is presented.

For that the stretch formability, expressed by forming limit curves (FLC) for stress ratios $\alpha = \sigma_2/\sigma_1 = 0 \dots 1$, is taken into consideration. The relationship between the experimental results and theories of flow localisation is discussed.

The derivations of stretch up to plastic instability followed by diffuse or localized necking are based on constant r -, n - and α -values. The strain hardening properties of five sheet metals used for tests could be determined by uniaxial as well as by biaxial tests at large strains, at which failures occur during stretching. The anisotropy r can be specified directly by uniaxial tests; strain distributions occurring with changes in strain path are analysed in terms of anisotropic hardening behaviour. These questions require the knowledge of orientation changes in sheet metals under different modes of stretching (deformation textures).

Experimental FLC's were evaluated from round-bottomed punch tests and hydraulic bulge tests without any influence of friction. The variation of r - and n -values could be related to level and shape of the experimental FLC. In the total range $\alpha = 0 \dots 1$ failures were induced by localized necking. This effect as well as the FLC were not always in proper agreement with theoretical stretch forming limits.

Allgemeine Zeichen

$\sigma_{i(1,2,3)}$	Hauptspannung im kartesischen Koordinatensystem
$\sigma_{(x,y,z)}$	(Normal)Spannungen in Richtung der Hauptachsen der Anisotropie
X, Y, Z	Zugfließgrenze in Richtung (x, y, z)
σ_v	Vergleichsspannung
σ_{ifr}	Bruchhauptspannung
k_f	Fließspannung
k_o, σ_o	Fließspannungskonstante
k	Experimentelle Konstante
σ^{**}	Zugspannung bei lokaler Instabilität
σ_m	hydrostatischer Spannungsanteil
σ'_{ij}	Deviatorspannung
τ_{ij}	Schubspannung
τ_{fr}	Schubbruchspannung
α	Spannungsverhältnis σ_2/σ_1
β	Dehnungsverhältnis φ_2/φ_1 oder $\varepsilon_2/\varepsilon_1$
$\varphi_{i(1,2,3)}$	Hauptdehnungen (natürliche- $\ln \frac{1}{l_0}$)
$\varepsilon_{i(1,2,3)}$	Hauptdehnungen (techn.-%)
φ_v	Vergleichsdehnung
φ_o	Vorverformung
φ_{fr}	Bruchdehnung
φ^*	diffuse Grenzdehnung
φ^{**}	lokale Grenzdehnung
φ_g	Gleichmaßdehnung
$\dot{\varphi}$	Dehnungsgeschwindigkeit
m	Dehnungsgeschwindigkeitsempfindlichkeit-Exponent
n	Verfestigungsvermögen-Exponent
λ	Proportionalitätsfaktor aus dem Fließgesetz
$r_{(0^\circ, 45^\circ, 90^\circ)}$	senkrechte plastische Anisotropie
Δr	planare Anisotropie

F, G, H, N	Anisotropiekoeffizienten
z	Subtangente
z_l	Subtangente für lokale Instab.
z_d	Subtangente für diff. Instab.
$F_{i(1,2,3)}$	Normalkraft
p	Druck
f	Anfangsinhomogenität, Blechdickenabweichung
$t_{A,B}$	Blechdicke in Bereichen A+B
l_o-l	Ausgangslänge-momentane Länge
b_o-b	Ausgangsbreite-momentane Breite
ρ	Krümmungsradius an der Beulkuppe
ψ	lokale Einschnürungskennung
W,U	plastische Arbeit, Energie
A	Fläche
T	Temperatur
ω	Winkel
WR	Walzrichtung
QR	Querrichtung
VR	Vorzugsrichtung
NR	Normalenrichtung
FLC	Forming Limit Curve-Grenzformänderungskurve

Kurzzeichen des Zugversuches nach DIN 50 145

$R_{p0,2}$	0,2 % Dehngrenze
R_m	Zugfestigkeit
$A_{5,10,80}$	Dehnung bei proportionalen Meßlängen
A_g	Gleichmaßdehnung
Z	Brucheinschnürung

1.0 Einleitung

Bei der Blechverarbeitung treten in den plastischen Zonen Formänderungen und als deren Folge Eigenschaftsänderungen des Werkstoffs auf. Erstere sind als unmittelbare Ergebnisse des Umformprozesses Ziel besonderer Aufmerksamkeit. So war der Sicherheit gegen Ausschußproduktion die Entwicklungsarbeit der Feinblecherzeuger und -verarbeiter in den vergangenen Jahren gewidmet. Die Anforderungen der Verbraucher orientieren sich bei anhaltender Kostensteigerung und Zwang zur Rationalisierung auf der Werkstoffseite an optimaler Werkstoffausnutzung durch gezielten Materialeinsatz. Die Schwierigkeit der Übertragbarkeit der in Modellversuchen gewonnenen Daten in den Produktionsprozeß ist bekannt. Letztlich werden zur Optimierung der Verfahren und Abschätzung der noch vorhandenen Formänderungsreserven kostenintensive, praxisorientierte Versuche durchgeführt. Unzureichende Hinweise auf die Umformeignung erhält man aus den Kennwerten des Zugversuchs ebenso wie aus Daten nachahmender Versuche. Das Formänderungsverhalten ist eine komplexe Eigenschaft, da man durch konstruktive und durch technologische Maßnahmen die optimale Lösung eines Verarbeitungsprozesses beeinflussen kann.

1.1 Arbeitsziel

Ziel der vorliegenden Arbeit war es, die Grundlagen für einen der wichtigen Umformprozesse in der blechverarbeitenden Industrie weiter auszubauen, nämlich für das Streckziehen.

Hierbei wurde der Erörterung der Frage nach geeigneten Beurteilungskriterien für eine sichere Zuordnung der Blechqualitäten zum hier betrachteten Umformungsprozeß des Streckziehens besondere Beachtung geschenkt. Bislang war es nicht möglich, den komplexen Begriff der Kaltformbarkeit durch eine einzige Kenngröße ausreichender Signifikanz als eindeutige Materialeigenschaft für die spanlose Fertigung zu definieren. Der Begriff Kaltformbarkeit kennzeichnet nicht als Einzelgröße bestimmbare mechanische Eigenschaften, sondern muß vielmehr als funktioneller Zusammenhang zwischen Werkstück und Werkzeug beschrieben werden. Diese Funktion beinhaltet im Idealfall sämtliche Blecheigenschaften und sichert je nach Umformvorgang wie Tiefziehen, Streckziehen oder Abkanten, die Güte der Übertragbarkeit auf verschiedene Verarbeitungsverfahren. Damit soll in der Praxis besonders die Werkstoffauswahl unter wirtschaftlichen Gesichtspunkten auch im Hinblick auf eine günstige Gestaltung der Verarbeitungsprozesse erleichtert werden.

Weitere Ziele der Arbeit bestanden darin, die in Blechwerkstoffen unterschiedlicher kristallographischer Struktur auftretenden Verformungsabläufe, d.h. z.B. die Einschnürungsbildung in Abhängigkeit von Spannungszustand und Formänderungsweg, zu untersuchen. Es wurde sodann angestrebt, eine Einschätzung der Einflüsse der Ausgangs- sowie der sich mit der Verformung ausbildenden Endtextur, des Verfestigungszustandes und des Verfestigungsverhaltens zu finden. Dabei wurde auch der Einfluß einer Vorverformung auf eine nachfolgende Umformung mit unterschiedlichem Formänderungsweg untersucht.

Die Einflüsse der Verfahrensparameter wie Reibung und Schmierung waren ebenso Gegenstand der Arbeit, da diese die gleichmäßige Dehnungsverteilung im umzuformenden Blech, die dabei auftretenden Spannungs- und Dehnungsgradienten wie auch die Grenzdehnungen bis zum Beginn des Auftretens einer Einschnürung oder eines Bruches beeinflussen.

Bisher bekannte Ansätze zur theoretischen Berechnung von Grenzformänderungskurven vermitteln unter Berücksichtigung der Formänderungsgeschichte, der Anisotropiefaktoren und des Verfestigungsexponenten bei ebenen Spannungszuständen kein geschlossenes Bild. Eine kritische Einschätzung der Literaturdarstellungen zu den o.g. Themen soll ebenso Zweck der Arbeit sein.

Der Schaffung eines verbesserten Ansatzes zur Berechnung von Grenzformänderungen unter Berücksichtigung der auch in der betrieblichen Fertigung durchgeführten Formänderungsanalyse diene ein weiterer Abschnitt dieser Arbeit. Über eine mathematische Verknüpfung einiger signifikanter Kennwerte des Zugversuchs mit den errechneten bzw. ermittelten Grenzformänderungen wurde versucht, dem Verarbeiter Hinweise zu vermitteln, mit denen je nach Anwendungsfall neben den Geometrie- und Reibungseinflüssen auch die Werkstoffeigenschaften sicherer in die Beurteilung einbezogen werden können.

1.2 Literaturübersicht

Im folgenden Kapitel werden bisherige Beobachtungen sowie Untersuchungsergebnisse und Erörterungen der Vorgänge beim Verarbeiten von Blechen durch Streckziehen vorgestellt.

1.2.1. Der Begriff Kaltformbarkeit

Zu den Größen, die sich entscheidend bei der optimalen Lösung eines spanlosen Verarbeitungsprozesses in konstruktiver und technologischer Sicht auswirken, gehört besonders das eigentliche Umformverhalten der Werkstoffe. In der Regel werden für diese Aussage die auch Abmessungseinflüsse enthaltenden Daten des Zugversuches herangezogen. Die Übertragbarkeit auf das Formänderungsverhalten im Preßwerk mit unterschiedlichsten Beanspruchungskombinationen setzt die Kenntnis über das Werkstoffverhalten und dessen Beschreibung durch eindeutige Kennwerte bei unterschiedlichen Spannungszuständen voraus. Zu berücksichtigen sind ebenso die Verfahrenseinflüsse.

Als Kaltformbarkeit wird die Eigenschaft des Werkstoffs im Werkzeug angesehen, eine Formänderung ohne Einschnürung, Bruch oder Faltenbildung zu durchlaufen. Da eine Veränderung der Werkstückform, die bei den verschiedenen Verfahren erfolgt, charakterisiert ist durch unterschiedliche Werkstückgeometrie, erfordert jedes Umformverfahren einen eigenen Umformbarkeitskennwert. Es ist demnach so, daß eine "effektive Kaltformbarkeit" als eindeutige Materialeigenschaft für die spanlose Formgebung nicht ohne weiteres definiert werden kann.

Bei der Umformung eines Werkstoffs sind Forderungen hinsichtlich der Produktform, der Qualität und der Kosten zu erfüllen. Diese Forderungen wirken in vielen Details auf die Spannungsausbildung und die Formänderung sowie indirekt auf die sich während der Umformung einstellende Formänderungsgeschwindigkeit und Temperatur ein. Gerade die zuletzt genannten Bedingungen sind repräsentativ für den jeweiligen Umformvorgang und verantwortlich für das mechanische Verhalten bei der Umformung.

Eine "effektive Kaltformbarkeit" als eindeutige Materialeigenschaft kann demnach für die spanlosen Fertigungsverfahren nur bei Berücksichtigung der augenblicklich und örtlich vorliegenden Bedingungen der Beanspruchung, Dehnung, Dehngeschwindigkeit und Temperatur in Verbindung mit speziellen metallkundlichen Werkstoffeigenschaften wie z.B. Einschlußgehalt, Textur, Verfestigungsvermögen und Korngröße definiert werden. Dabei sind zusätzlich die Verfahrenseinflüsse auf die Kaltformbarkeit mit zu berücksichtigen.

Eine mathematische Behandlung von Formänderungsvorgängen mit Hilfe plastizitätstheoretischer Ansätze stößt auf unterschiedlich große Schwierigkeiten. Insbesondere trifft dies bei anisotropem Fließverhalten zu, das die Umformung dünner Bleche im Bereich des zweiachsigen Streckziehens zumeist beeinflusst.

1.2.2 Die verschiedenen Versagenskriterien

Die Eignung eines Bleches für die Herstellung eines Preßteils kann nach sehr differenzierten Kriterien beurteilt werden. Der Ausschub eines Preßteils kann einerseits durch die lokalisierte Einschnürung bzw. den duktilen Bruch oder andererseits z.B. durch die Lackierfähigkeit bestimmt sein. Dabei stehen beim fertigen Preßteil einmal optische Eigenschaften, zum anderen lediglich Verarbeitung und Gebrauchsfunktionen im Vordergrund.

1.2.2.1 Die Oberflächenrauigkeit als Grenzformänderungskriterium

Bei der Umformung von Feinblechen sind insbesondere die Oberflächentextur, eine "Orangenhaut" hervorrufend, sowie Einschlüsse und eine inhomogene Gleitverteilung von Einfluß. Die sich ausprägende Oberflächengüte kann als Verformungsgrenze bei dünnen Blechen und Folien in Betracht gezogen werden, da nach dem Überschreiten eines bestimmten Rauigkeitswertes häufig die Lackier- oder Emallierfähigkeit des umgeformten Teiles nicht mehr gegeben ist.

Die Oberflächenrauigkeit erhöht sich erfahrungsgemäß mit der Verformung. Später erscheinen harmonische Wellen, von denen sich eine bei weiterer Deformation zu einer lokalisierten Einschnürung ausbildet. Die entstehende Profilform variiert zwar mit dem Dehnungsverhältnis, d.h. mit dem meßbaren Verhältnis der Hauptformänderungen auf der Oberfläche des umgeformten Teiles, jedoch treten immer die gleichen Welleneffekte bei der Grenzformänderung auf ¹⁾. Osakada und Oyane ²⁾ entwickelten für Tiefziehbleche die Beziehung

$$R = k \cdot d_o \cdot \varphi_v + R_o \quad (1.1)$$

mit

R momentane Rauigkeit, R_o Anfangsrauigkeit

d_o Korndurchmesser, φ_v Vergleichsformänderung

k experimentelle Konstante.

Für unterschiedliche Werkstoffe kann ein konstantes und somit vergleichbares Endrauigkeitsmaß nicht ermittelt werden ³⁾, da R zusätzlich abhängig ist von der Gittermodifikation, und bei konstantem Verhältnis von Blechdicke zu Korndurchmesser vom Spannungsverhältnis ³⁾.

Nicht berücksichtigt werden in dieser Betrachtung innen liegende Inhomogenitäten und Defekte wie z.B. Hohlräume oder nichtmetallische Einschlüsse, die eine Dehnungskonzentration herbeiführen und als Ursprung für einen schließlich auftretenden Bruch wirken bzw. die Ausbildung einer ausgeprägten lokalen Querschnittsabnahme beschleunigen. Der große Einfluß von Einschlüssen ist dabei unverkennbar, wobei deren metallischer bzw. nichtmetallischer Charakter von untergeordnetem Interesse ist ³⁾.

Unterschiedlich reagieren die Werkstoffe auch auf Änderungen der Ursprungs- bzw. Deformationstextur, auf die Ausbildung einer zweiten Phase wie bei metastabilen Mischkristallen (Deformationsmartensit, Ausscheidungspartikel), auf die Veränderungen im Versetzungsnetzwerk nach endlicher plastischer Verformung wie dynamische Erholung und Rekristallisation, sowie auf Anzahl und Verteilung der im thermodynamischen Gleichgewicht stehenden Leerstellen.

1.2.2.2 Stabile und instabile Dehnungsanteile beim Strecken

Von Ghosh und Backofen ⁶⁾ wurde der Begriff des "quasistabilen" Fließens beim 2-achsigen Strecken eingeführt. Gemeint ist damit der Bereich zwischen

der Hauptformänderungsgrenze φ_1 des "stabilen" Fließens bei $\beta = \varphi_2 / \varphi_1 = 0$, wo die Formänderungsgrenzen für die diffuse und lokalisierte Einschnürung zusammenfallen, und den Formänderungen, die sich unter dem Spannungszustand $0,5 \leq \alpha \leq 1$ bis zum Beginn der lokalisierten Einschnürung ausbilden. Ausgehend von der Basis des stabilen Fließens soll in der Einschnürung bei ebener Dehnung der Anteil der "quasistabilen" Formänderung am Gesamtumformprozeß mit steigendem Dehnungsverhältnis

$$\beta = \frac{\varphi_2}{\varphi_1} = 0 \dots 1 \quad (1.2)$$

wachsen. Wird die inkrementelle Änderung des homogenen, stabilen Dehnungsteils $d\varphi^*$ (diffus, d.h. Verformung findet in endlichen Bereichen statt) mit dem Inkrement des Dehnungsverhältnisses $d\beta$ ins Verhältnis gesetzt, läßt sich vergleichend feststellen, daß Werte $d\varphi^*/d\beta > 0$ durch die Art des Gleitmechanismus interpretiert werden können ^{5,6}).

Topographische Untersuchungen bestätigen die frühere Feststellung ⁵), daß lokalisierte Einschnürungen sich nicht aus ersten dehnungsbedingten Rauigkeiten entwickeln. Aufgrund von Beobachtungen, daß sowohl bei Stahl als auch bei Messing derselbe lokale Einschnürmechanismus vorherrscht, wurde eine frühere Hypothese verworfen ⁵), nach der verschiedene Arten von Kristallgleitung die lokale Einschnürung über einen Oberflächeneffekt beeinflussen. Inwieweit das Verfestigungsvermögen vom Dehnungsverhältnis abhängig ist, konnte bisher nicht geklärt werden ⁶); die Metalle verhalten sich in dieser Hinsicht unterschiedlich. Durch Vorverformung läßt sich das Verfestigungsvermögen in der Regel bekanntlich beträchtlich reduzieren. Der Anteil des "quasistabilen Fließens" als Maß für das noch vorhandene Verfestigungsvermögen, d.h. die Fähigkeit des Materials durch örtliche überproportionale Verfestigung eine lokalisierte Einschnürungsbildung zu verhindern, nahm nur bei Stahl mit steigendem $\beta = -1/2 \dots 1$ zu. Aluminium zeigte konstantes Verhalten $d\varphi^*/d\beta = 0$ und Messing einen negativen Einfluß ^{6,7}) $d\varphi^*/d\beta < 0$.

1.2.2.3 Der duktile Bruch

Experimentelle Untersuchungen ^{112,113}) zum Ablauf des duktilen Bruchs zeigen deutlich, daß bei der Ausbildung dieses Bruches drei Stufen zu unterscheiden sind:

Es bilden sich Hohlräume an den Punkten, an denen die Kompatibilität der plastischen Verformung nicht mehr gegeben ist, wie Korngrenzentripelpunkte, Einschlüsse und Einlagerungsphasen. Diese Stufe tritt schon bei makroskopisch gleichförmiger Verformung auf.

Die Hohlräume vergrößern und erweitern sich, und zwar bevorzugt entlang von Ebenen, in denen die Schubspannung ein Maximum erreicht.

Schließlich wachsen die Hohlräume zusammen und die endgültige Abgleitung bildet sich aus. Die Ausbildung des duktilen Bruchs setzt letztlich eine inhomogene lokalisierte Verformung voraus. Dabei sind Zugspannungen zur Entwicklung der sich ausbildenden inhomogenen Verformung wichtig. Für ein besseres Verständnis des duktilen Bruches sind viele mathematische Ansätze entwickelt worden. Sie werden im folgenden kurz referiert.

Das Schubspannungskriterium nach Tresca

$$\tau_{\max} = (\sigma_1 - \sigma_3) / 2 = \text{const.} = \tau_{\text{fr}} \quad (1.3)$$

nimmt bei ebenem Spannungszustand, $\sigma_3 = 0$, die Form des Normalspannungskriteriums an

$$\sigma_1 = \sigma_{1fr}. \quad (1.4)$$

Ein nächstes Kriterium basiert auf der kritischen Volumendilatation und ist identisch mit einem Hauptspannungskriterium

$$\sigma_m = \frac{1}{3} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) = \text{const.} = \sigma_{mfr} \quad (1.5)$$

Ist die Fließkurve der Werkstoffe $\sigma_v = f(\varphi_v)$ bekannt, erhält man durch eine Kombination der Bruchkriterien mit Vergleichsspannung und -dehnung die Aussage, daß bei ebener Spannung und $\alpha = \frac{\sigma_2}{\sigma_1} = 0,5$ die Kriterien (1.3) und (1.4) zu einem Minimum und bei $\alpha = 0$ und 1 zu einem Maximum der Vergleichsbruchdehnungen führen. Das Kriterium (1.5) weist dagegen bei $\alpha = 1$ ein Duktilitätsminimum auf (114).

Mit Hilfe der plastischen Arbeit, die bis zum duktilen Bruch eines Materials notwendig ist, kann ein weiteres Kriterium eingeführt werden (8,9). So ergibt sich nach Cockroft und Latham (8) folgender Ansatz

$$W = \int_0^{\varphi_{vfr}} \sigma_v \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_v} \right) d\varphi_v = \text{const.} = W_{fr} \quad (1.6)$$

dessen empirische Modifikation von Brozzo, deLuca und Rendina (9) zum Kriterium

$$W = \int_0^{\varphi_{vfr}} \frac{2\sigma_1}{3(\sigma_1 - \sigma_m)} d\varphi_v = \text{const.} \quad (1.7)$$

führt. Basierend auf dem statischen Prozeß der Kopplung von Hohlräumen lautet ein weiteres Bruchkriterium für Feinbleche unter zweiachsiger Belastung nach Ghosh (4)

$$k_f = (1+\alpha) \sigma_1^2 = \text{const.} \quad (1.8)$$

Wie Kriterium (1.5) weist auch (1.6) ein Minimum der Vergleichsbruchdehnung bei $\alpha = 1$ auf, während (1.7) zu gleichen Bruchdehnungsbeträgen bei $\alpha = 0,5$ und 1 führt (114).

Experimentell liegen Hinweise vor, daß die Grenz- und Bruchformänderungen beim Streckziehen von warmgewalzten Blechen von der Fließspannung und dem Volumenanteil der Einschlüsse beeinflußt werden (10). Im Bereich zweier positiver Dehnungen $\alpha \geq 0,5$ sollen die Grenzformänderungen φ_1 und φ_2 mehr bruchkontrolliert als instabilitätsbedingt verlaufen (11). Pearce und Ganguli (12) gaben an, daß die im Blech auftretenden Inhomogenitäten Hohlräume sind, deren Anzahl proportional mit der Dehnung wächst. Aus den entstehenden Hohlraumagglomeraten heraus bildet sich dann der duktile Bruch. Dieser Ablauf ist jedoch nur für Al-Mg-Legierungen bestätigt worden. Nach Tadros und Mellor (13) ist vor dem Eintritt des duktilen Bruches immer die Ausbildung einer lokalisierten Einschnürung zu beobachten.

Ein allgemeingültiges Versagenskriterium für den duktilen Bruch konnte bislang noch nicht gefunden werden. Insbesondere Inhomogenitäten (Partikel, Hohlräume) beeinflussen bei unterschiedlichen Spannungszuständen das Formänderungsvermögen auf verschiedene Art. Weiterhin sollte der Gleitmechanismus Berücksichtigung finden, wobei die Stapelfehlerenergie von besonderem

Interesse ist. Bei hoher Stapelfehlerenergie können die Teilversetzungen nicht weit auseinanderlaufen und Quergleitung wird begünstigt, wobei eine relativ schnelle Dehnungslokalisierung eintreten kann. Eine niedrige Stapelfehlerenergie begünstigt ebene Gleitung 5).

1.2.3 Plastomechanische Gesetzmäßigkeiten

Ein in beliebigen Koordinaten beschreibbares plastisches Stoffgesetz beinhaltet Fließgesetz und Fließkriterium. Während letzteres den Einfluß des Spannungszustandes beschreibt, unter dem erstmals plastische Verformung stattfindet, ordnet das Fließgesetz die Beziehung zwischen den Verhältnissen der plastischen Formänderungssinkremente und dem Verhältnis der Spannungen. Alle aufgestellten Plastizitätstheorien nehmen an, daß sich keine bleibende Volumendehnung einstellt. Bei großen plastischen Formänderungen ergibt sich weiter eine große Vereinfachung, wenn man die gegen die plastischen kleinen elastischen Formänderungsanteile vernachlässigt.

Das bis heute am häufigsten benutzte Fließkriterium nach R. v. Mises ¹⁴⁾ für isotrope Werkstoffe wurde von R. Hill ¹⁵⁾ für orthogonal anisotropes Werkstoffverhalten durch Einführung der Anisotropiekoeffizienten F, G, H, L, M, N modifiziert:

$$2f(\sigma_{ij}) = F(\sigma_y - \sigma_z)^2 + G(\sigma_z - \sigma_x)^2 + H(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 2L \tau_{yz}^2 + 2M \tau_{zx}^2 + 2N \tau_{xy}^2 = 1 \quad (1.9)$$

Zur Bestimmung der 6 Anisotropiekoeffizienten sind für den allgemeinen Fall 6 Größen (3 Zugfließgrenzen und 3 Schubfließgrenzen) erforderlich. Für den Grenzfall der Isotropie geht dieses Kriterium in das nach R. v. Mises über. Bei Beschränkung auf den hier interessierenden ebenen Spannungszustand, mit $\sigma_3 = 0$ senkrecht zur Blechebene, folgt für dünne Bleche

$$2f(\sigma_{ij}) = (G+H)\sigma_x^2 - 2H\sigma_x\sigma_y + (F+H)\sigma_y^2 + 2N\tau_{xy}^2 = 1 \quad (1.10)$$

Wegen der Normierung auf "1" sinken die Anisotropiekoeffizienten mit zunehmender Verformungsverfestigung.

Liegt ein ebener Hauptspannungszustand (σ_1, σ_2) vor und führt man eine Vergleichsspannung $\sigma_v = k_f$ ein, so geht Gl. (1.9) über in

$$\sigma_v^2 = \frac{3}{2} \left\{ \frac{(G+H)\sigma_1^2 - 2H\sigma_1\sigma_2 + (F+H)\sigma_2^2}{F+G+H} \right\}, \quad (1.12)$$

wenn die Hauptachsen der Anisotropie mit den Richtungen der Hauptspannungen und -dehnungen zusammenfallen. Hier sind die Anisotropiekoeffizienten konstant. Durch Gl. (1.12) wird eine Ellipse, die Fließortkurve, beschrieben. Für den Sonderfall der planaren Isotropie, d.h. bei konstanten mech. Eigenschaften in der Blechebene, mit

$$\frac{H}{F} = \frac{H}{G} = r$$

- r wird die senkrechte plastische Anisotropie nach Lankford, Snyder und Bauscher ¹¹⁵⁾ genannt - ergibt sich:

$$\sigma_v^2 = \frac{3}{2(2+r)} \left\{ \sigma_1^2 (r+1) - 2r \sigma_1 \sigma_2 + \sigma_2^2 (r+1) \right\} = \quad (1.13)$$

$$= \frac{3}{2(2+r)} \left[(r+1) - 2r\alpha + (r+1)\alpha^2 \right] \sigma_1^2 . \quad (1.14)$$

Für den Grenzfall völliger Isotropie wird daraus

$$\sigma_v^2 = \frac{1}{2} \left\{ 2\sigma_1^2 - 2\sigma_1\sigma_2 + 2\sigma_2^2 \right\} = \frac{3}{2} \left\{ \sigma_1'^2 + \sigma_2'^2 \right\} \quad (1.15)$$

$$(1.16)$$

mit den Deviatorspannungen σ_1' und σ_2' , denen nach Hencky die Formänderungen proportional zugeordnet sind:

$$\varphi_1 : \varphi_2 : \varphi_3 = (\sigma_1 - \sigma_m) : (\sigma_2 - \sigma_m) : (\sigma_3 - \sigma_m) = \sigma_1' : \sigma_2' : \sigma_3' \quad (1.17)$$

Dabei ist

$$\sigma_m = \frac{1}{3} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (1.18)$$

die hydrostatische Spannungskomponente.

Mit Hilfe der pro Volumeneinheit zur Deformation verbrauchten plastischen Arbeit W läßt sich der Vergleichsspannung eine Vergleichsformänderung zuordnen ¹⁵⁾,

$$dW = \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} = \sigma_{ij} \frac{\delta f}{\delta \sigma_{ij}} d\lambda . \quad (1.19)$$

$d\lambda$ ist hierbei ein Proportionalitätsfaktor.

Mit $dW = \sigma_v d\varphi_v$ und Beachtung des Fließkriteriums ergibt sich die Vergleichsformänderung für den allgemein anisotropen Fall bezogen mit den Hauptformänderungen $\varphi_1, \varphi_2, \varphi_3$ zu

$$d\varphi_v = \sqrt{\frac{2}{3} \frac{F+G+H}{FG+FH+GH}} \left[F d\varphi_1^2 + G d\varphi_2^2 + H d\varphi_3^2 \right] \quad (1.20)$$

und für den zweiachsigen Spannungszustand zu

$$d\varphi_v = \sqrt{Fd\varphi_1^2 + Gd\varphi_2^2 + Hd\varphi_3^2} / (FG + FH + GH) . \quad (1.21)$$

Bei planarer Isotropie wird daraus

$$d\varphi_v = \sqrt{\frac{2}{3} \frac{(2+r)}{(2r+1)}} \sqrt{d\varphi_1^2 + d\varphi_2^2 + rd\varphi_3^2} \quad (1.22)$$

und für Isotropie

$$d\varphi_v = \sqrt{\frac{2}{3} (d\varphi_1^2 + d\varphi_2^2 + d\varphi_3^2)} . \quad (1.23)$$

1.2.4 Grenzformänderung beim Strecken

Zur vergleichenden Beurteilung des Umformverhaltens metallischer Werkstoffe in Form von Blech und Band bei ebener Beanspruchung ($0 \leq \sigma_2 / \sigma_1 \leq 1$) sind von Keeler ¹⁷⁾ und Goodwin ¹⁸⁾ die maximal möglichen Grenzverformungen

(Hauptformänderungen φ_1 und φ_2) mit den in diesen enthaltenen Anteilen der Gleichmaßdehnung bis zur diffusen Einschnürung, der Verformung bis zur lokalisierten Einschnürung und der Verformung bis zum Bruch herangezogen worden. Die Grenzformänderungen bis zum Beginn der diffusen bzw. lokalisierten Einschnürung können dem Konzept der plastischen Instabilität mit diffuser Einschnürung nach Swift ¹⁹⁾ bzw. der Bedingung für das Eintreten einer lokalisierten Einschnürung nach Hill ²⁰⁾ zugeordnet werden. Hierbei werden die Grenzformänderungen φ_1 und φ_2 vor allem durch die wirksamen Spannungsverhältnisse beeinflusst, und somit stellt die durch den jeweiligen Umformvorgang bedingte Art des Spannungszustandes die wichtigste Einflußgröße dar. Bei einer Aufgliederung der Grenzformänderungen in die Einzelanteile und bei einem Vergleich mit den Ergebnissen einfacherer Versuche ist weiterhin die Abhängigkeit des Endzustandes von der Verformungsvorgeschichte und dabei besonders vom Belastungsweg zu beachten.

Keeler ¹⁷⁾ bewies in diesem Zusammenhang erstmals, daß im Bereich der Grenzformänderungskurve $\alpha \geq 0,5$ beim Tiefen über einen starren Stempel die Grenzformänderung nicht, wie erwartet, durch eine diffuse, sondern durch eine lokalisierte Einschnürung begrenzt wird. Es wurde auch festgestellt, daß sich das Dehnverhältnis $\beta = \varphi_2 / \varphi_1$ im Bereich der Einschnürung während der Umformung ändert.

1.2.4.1 Die Grenzformänderungskurve

Eine Grenzformänderungskurve (Forming Limit Curve, FLC) ergibt sich durch die beim Auftreten von Einschnürungen ermittelten Paare φ_1 ; φ_2 . Vier charakteristische Spannungsverhältnisse $\alpha = \sigma_2 / \sigma_1$ kennzeichnen dabei folgende signifikante Umformungen, Bild 2.

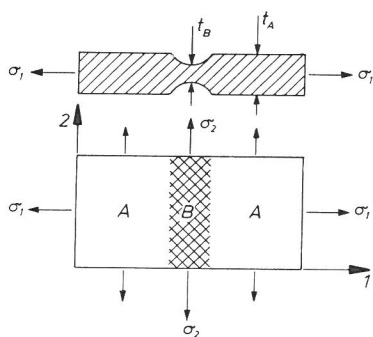


Bild 1
Modell einer lokalisierten Einschnürung

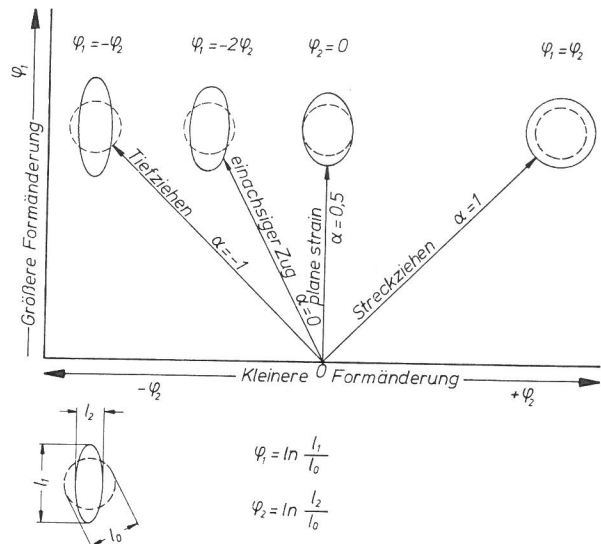


Bild 2
Charakteristische Spannungs- und Formänderungszustände zur Kennzeichnung einer Grenzformänderungskurve

- $\alpha = -1$ mit $\varphi_2 = -\varphi_1$ Tiefziehen
- $\alpha = 0$ mit $\varphi_2 = -\varphi_1/2$ Strecken unter einachsiger Zug
- $\alpha = 0,5$ mit $\varphi_2 = 0$ Strecken unter der Bedingung der ebenen Dehnung
- $\alpha = 1$ mit $\varphi_2 = \varphi_1$ Streckziehen (Einbeulen, Tiefen)

Der in dieser Arbeit untersuchte ebene Spannungszustand mit der Hauptspannung normal zur Blechoberfläche $\sigma_3 \approx 0$ und unterschiedlichen Spannungs-

verhältnissen in der Blechebene entspricht in einem Grenzfall, $\sigma_2 = 0$, dem Zugversuch unter einachsiger Beanspruchung, im anderen dem biaxialen Zug-Streckziehen (Einbeulen). Bei der Ermittlung der Grenzverformung aus örtlich meßbaren Formänderungen setzt man voraus, daß das Versagen des Bleches allein unter Einwirkung eines ebenen Spannungszustandes zustande kommt. Dabei wird die Grenze der Verformbarkeit durchweg durch den lokalen Einschnürungsbeginn vorgegeben ²¹⁾.

Ein hinreichender Abstand der aufgeprägten Formänderungen von der FLC kann als Maß für die Sicherheit einer Fertigung gelten. Dies gilt insbesondere dann, wenn der Verlauf der Grenzkurve nicht durch Verfahrensparameter wie Schmierung, Niederhalterkraft und Werkzeugabmessungen verändert wird. Diese beeinflussen aber das Spannungsverhältnis ²²⁾. Damit ist jedoch ein wesentliches Unterscheidungsmerkmal der verschiedenen Umformverfahren angesprochen. Bei keinem der Verfahren ist darüber hinaus der Spannungszustand homogen, so daß man an verschiedenen Stellen der Umformzone hinsichtlich Größe und Verteilung der Spannungen unterschiedliche Zustände findet ^{23,24)}. Der Formänderungsweg bis zum Versagen bleibt dabei zunächst unbekannt und eine Proportionalität der Verformungen kann nur angenommen werden. Streng genommen gilt eine Grenzformänderungskurve nur für die Bedingung $d\varphi_2/d\varphi_1 = \text{const.}$ Geht man zunächst davon aus, daß über weite Strecken der Verformung diese Annahme erfüllt ist, so wird doch nahe der Versagungsgrenze eine Abweichung von der Proportionalität zu berücksichtigen sein. Die dann einsetzende Ausbildung eines ebenen Dehnungszustandes mit $d\varphi_2 = 0$ und die damit verbundene Dehnungslokalisierung tragen zu einer Abweichung vom ursprünglichen Verformungsweg bei.

1.2.4.2 Einflüsse werkstoffmechanischer Art

Aus der Erkenntnis, daß der Verfestigungsexponent n und die senkrechte plastische Anisotropie r entscheidenden Einfluß auf das Formänderungsvermögen haben, ist diesem in einer Vielzahl von Untersuchungen nachgegangen worden.

Mit n als Maß für das Verfestigungsvermögen läßt sich im allgemeinen die Streckziehbarkeit eines Materials kennzeichnen. Ganz pauschal konnte man feststellen, daß ein steigendes n einen flacheren, jedoch höher liegenden Verlauf der Grenzformänderungskurve bewirkt ^{4,25)}. Beispielsweise ergibt eine Erhöhung des Verfestigungsexponenten n von 0,2 auf 0,4 eine um 30% höhere Grenzdehnung φ_1 beim biaxialen Strecken und ein Absinken der Grenzdehnung φ_1 zum einachsigen Bereich hin um nur 20% ⁴⁾.

Gleichmäßigere Formänderungsverteilungen und somit höhere Versagensgrenzen sind auch bei wachsender Preßteilgröße zu erwarten. Analog ist bei konstanter Preßteilgröße eine kleinere Grenzdehnung mit zunehmendem Verformungsgradienten verknüpft ⁷⁾. Im hydraulischen Einbeulversuch gilt häufig die Dickenformänderung am Pol als werkstoffabhängiges Maß für die relative Verfestigung ^{26,27)}. Bei gleicher Blechdicke steigt das Druckmaximum bei zunehmendem Verfestigungsexponenten ²⁸⁾ ebenso wie die Dickenabnahme am Pol. Die Aussage für das Druckmaximum steht dabei jedoch immer in Relation zur Fließspannung. - Keeler und Backofen ²⁹⁾ ermittelten für beruhigten Stahl Grenzdehnungen φ_1^* bei ebener Formänderung (plane strain) von rd. n und von $1,5 n$ für zweiachsigen Strecken.

Ein Vergleich der experimentell ermittelten Gleichmaßdehnung mit dem n -Wert ergab gute Übereinstimmung beim Zugversuch ³⁰⁾. Die ermittelten n -Werte aus biaxialen Versuchen waren stets etwas kleiner. Mäde und Deh ³¹⁾ kamen zu entgegengesetzten Ergebnissen. In Verbindung mit theoretischen Überlegungen ermittelten sie die Gleichmaßdehnungen verschiedener Feinbleche beim 2-achsigen Strecken. Die gemessenen Werte waren durchschnittlich 10% größer als $2n$.

Nicht berücksichtigt wird allgemein die Abhängigkeit der Grenzformänderungen von der Blechdicke. Sie sinkt mit abnehmender Dicke. Im Zugversuch sind Festigkeit und n-Wert in erster Näherung unabhängig von der Dicke des Bleches; die Bruchdehnung verringert sich aber mit abnehmender Ausgangsblechdicke t_0 ³⁾.

An einer durch eine Einschnürung gekennzeichneten Versagensstelle sinkt der Gradient der Dehnung mit steigendem n ^{7,29)}. Die mehr oder weniger gleichmäßige Dehnungsverteilung hängt aber wieder ab vom Anisotropiezustand und damit von der Form der Fließortkurve. Für verformte isotrope Bleche gilt allgemein, daß der Fließort in Richtung des angreifenden Spannungsvektors verzerrt wird ¹⁰⁾. Bei nachfolgendem zweiachsigen Strecken tendiert der Formänderungszustand zur ebenen Dehnung hin und eine erhöhte Grenzformänderungskurve (Forming Limit Curve) ist mit steigendem n dann nicht mehr gegeben.

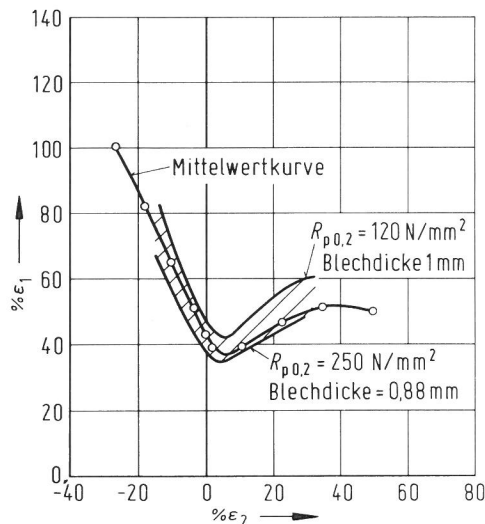


Bild 3
Grenzformänderungskurven von Tiefziehstahlblech mit Streckgrenzen zwischen $R_{p0,2} = 120$ und $R_{p0,2} = 250$ N/mm² 0,88 bis 1 mm dick (88)

Die Größe der Grenzformänderungen wird entscheidend mitbeeinflusst von der Streckgrenze des Materials ³²⁾, Bild 3, oder auch ganz allgemein von der Höhe der Fließspannung. Eine Erhöhung dieses Kennwertes beeinflusst die Verformbarkeit im negativen Sinne. Geringfügige Streuungen der Eigenschaften z.B. zwischen beruhigten oder unberuhigten Tiefziehgütern bei sonst konstanten Streckgrenzen geben keine gesicherten Hinweise auf unterschiedliche Verformungseigenschaften.

Die Dehngeschwindigkeit ist erwartungsgemäß nicht von entscheidendem Einfluß auf die Lage der Grenzformänderungskurve. Zwar wird analog zum Zugversuch ³³⁾ ein positiver Einfluß auf die Verfestigung bei steigendem $\dot{\varphi}$ registriert ³⁴⁾, eine Abweichung des Kurvenverlaufes der FLC wird jedoch nicht beobachtet. Lediglich eine Verschiebung von Grenzwerten entlang der Kurve trat auf ^{35,36)}.

Die Berücksichtigung des Geschwindigkeitseinflusses läßt sich empirisch durch die Fließspannungsabhängigkeit ausdrücken

$$k_f = k_o (\varphi_o + \varphi)^n \dot{\varphi}^m \quad (1.24)$$

Mit steigendem Geschwindigkeitsexponenten m verläuft der Vorgang einer Dehnungskonzentration langsamer, und bei sehr hohem m ergibt sich dadurch eine sehr hohe Grenzdehnung, was dem Verhalten bei Superplastizität nahekommt. Im Bereich zwischen ebener Dehnung und biaxialem Zug kann die Grenzformänderungskurve bei hohem n und m und geringer Dickenbruchformänderung φ_{3fr} abfallen oder bei geringem n und m und hohem φ_{3fr} dagegen erheblich

ansteigen 37). Die Dehnungsverteilung in einer diffusen Einschnürung ist werkstoffbedingt abhängig von der Dehngeschwindigkeit, der plastischen Anisotropie und dem Verfestigungsvermögen 34). Für ferritische Stähle und Aluminium besteht ein positiver Zusammenhang zwischen diesen Größen, d.h. höhere Verfestigung im Einschnürbereich führt zu einer erhöhten Grenzdehnung. Da Messing keine Reaktion auf erhöhtes φ zeigt, ist eine stärkere Lokalisierung der Formänderung das Ergebnis.

Gegenüber dem Geschwindigkeitseinfluß ist der des Formänderungsweges von entscheidendem Einfluß auf Form und Lage der Grenzformänderungskurve. Müschenborn und Sonne 38) stellten bei Untersuchungen über den Einfluß des Formänderungsweges fest, daß eine Verschiebung zu höheren ϵ_1 -Werten erfolgt, wenn dem zweiachsigen Strecken eine Tiefzieh- oder eine einachsige Beanspruchung vorangeht. Eine nicht konstantproportionale Weiterverformung nach biaxialem Zug mit abnehmendem bzw. zunehmendem $d\epsilon_2/d\epsilon_1$ führt zu einer geringfügigen Überschreitung bzw. beträchtlichen Unterschreitung der Grenzformänderungskurve. Abweichungen vom konstantproportionalen Verformungsweg, gleich welcher Beanspruchungsart, zeigen somit immer Einfluß auf Form und Lage der Grenzformänderungskurve. Grundsätzlich ist festzustellen, daß die höchsten Grenzformänderungen bei zunächst einachsigem Zug und nachfolgendem biaxialem Strecken, tiefste Werte bei zunächst biaxialem Zug und folgender "plane strain" Beanspruchung erreicht werden 1,34).

Ein von Yoshida et al. 39) eingeführter Kennwert X erfaßt sowohl die vom Spannungszustand abhängige Verfestigung als auch den Einfluß der senkrechten Anisotropie r. Er bezieht sich auf das Verhalten von Blechen beim Umformen durch einen kombinierten Tief- und Streckziehvorgang. Der Kennwert wird als Verhältnis der Fließspannungen bestimmt, die bei gleichem Umformgrad im hydraulischen Tiefungsversuch bei einem zweiachsigen Spannungszustand und beim Zugversuch im Bereich der Gleichmaßdehnung ermittelt werden:

$$X = \frac{\sigma_{v\alpha=1}}{\sigma_{v\alpha=0}} = \frac{\sigma_{v\alpha=1}}{\sigma_{v\alpha=0}} = 0 \quad (1.25)$$

- $\sigma_{v\alpha=1}$ Fließ(Vergleichs)spannung im hydraulischen Tiefungsversuch beim Vergleichsumformgrad φ_v .
- $\sigma_{v\alpha=0}$ Fließspannung im Zugversuch beim Vergleichsumformgrad φ_v
- α Verhältnis der Hauptspannungen im zweiachsigen Spannungszustand.

Der eindeutige Zusammenhang zwischen dem Grenzziehverhältnis und dem r-Wert beim Tiefziehprozeß ist für Stahl weitgehend gesichert 29,40,41). Für Nichteisenmetalle ist dies nicht der Fall. Die Schwierigkeit besteht darin, jeweils ein Material mit variablem r, jedoch sonst konstanten mechanischen Eigenschaften zu untersuchen. Shapiro und Crane 42) erhielten mit α -Messingblechen CuZn 30 eine eindeutig positive Korrelation zwischen dem Grenzziehverhältnis und \bar{r} , wenn dieses die einzige variable Materialgröße war. Unter Bedingungen, bei denen sich andere Eigenschaften ebenfalls veränderten, konnte dagegen kein eindeutiger Zusammenhang erkannt werden.

Bei noch nicht begonnener Einschnürung soll auch das Formänderungsvermögen beim Strecken durch ein hohes r positiv beeinflusst werden 29). In unterschiedlichen Ergebnissen kommt zum Ausdruck, daß eine Übertragbarkeit des aus dem Zugversuch ermittelten r-Faktors auf andere Spannungsverhältnisse als $\alpha = 0$ nicht nachgewiesen ist 43). Eine vorhandene Anisotropie kann sich einerseits über das Formänderungsvermögen, andererseits aber auch in einer Veränderung des wirksamen Spannungsverhältnisses bemerkbar machen 31). Das Formänderungsvermögen, dargestellt durch die Grenzkurve, soll mit erhöhtem r zu niedrigeren Werten verschoben werden 4,5). Ohne Veränderung

der Grenzformänderungskurve beim biaxialen Zug, d.h. bei konstanter Dicken-
dehnung, soll bei C-armem Stahlblech die Dehnungsverteilung mit steigen-
dem r homogener werden ⁴⁴). Die Änderung der Textur wurde jedoch nicht be-
rücksichtigt. Dabei wird einerseits festgestellt, daß nach großen plastischen
Formänderungen die ursprüngliche Textur völlig umgelagert wird ⁴), anderer-
seits sollen auch die am Pol durch gleiche biaxiale Dehnungen bedingten
Spannungen eine Funktion der Anisotropie sein ⁴⁵). Zwar wird auch eine
Berücksichtigung der Änderung des Anisotropiezustandes in Erwägung gezogen,
jedoch sollen die Verhältnisse zwischen den Vorzugsrichtungen konstant
bleiben. Die Diskrepanz des Verfestigungsvermögens zwischen Zug- und Beul-
versuch wird darauf zurückgeführt ⁴⁵). Für konstant bleibende Verhältnisse
der Anisotropie spricht die Beobachtung, daß sich Unterschiede in der Lage
der Grenzformänderungskurve bei den Hauptdehnungen in WR und QR ergeben ³⁷).
Die Annahme einer planaren Anisotropie, wie die Berücksichtigung der Aniso-
tropie überhaupt, sollte stets zu besseren Annäherungen von Theorie und
Experiment führen als ein isotropes Stoffgesetz. Diese Feststellung trafen
auch Fischburn, Roberts und Wilson ⁴⁶) beim Vergleich berechneter und experi-
mentell ermittelter Fließkurven von Titan aus Daten des Zugversuchs. Bei
mittleren und niedrigen r -Werten konnten gute Übereinstimmungen, bei
hohem r mußten größere Diskrepanzen festgestellt werden.

Nur die r - und n -Werte für eine Annäherung der theoretischen an die experi-
mentellen Kurven zu nutzen, bringt keine befriedigenden Ergebnisse. Doch
auch der Einbeziehung weiterer Eigenschaften ist nur manchmal Erfolg be-
schieden ³⁷). Für Stahl und Kupfer ist dieser Weg für eine Annäherung erfolg-
reich gewesen, für Aluminium nicht. Da die Grenzformänderungen beim biaxial
gleichen Spannungszustand immer geringer sind als die theoretischen Werte,
glaubt man, diese Diskrepanz auf eine anisotrope Verfestigung zurückführen
zu können ³⁷). Dieser Begriff bedarf aber noch einer gründlichen Analyse.
Eine Möglichkeit zur Deutung derartiger Differenzen mag auch in mikro-
strukturellen Werkstoffinhomogenitäten begründet sein. Diese können in
Einzelfällen wie z.B. bei Eisen-Kupfer-Legierungen einer Alterung unter-
liegen und im Laufe der Zeit den Verfestigungsexponenten verändern ¹⁰).
Zusammenfassend kann man feststellen, daß Inhomogenitäten beim zweiachsigen
Strecken von größerem Einfluß als beim Zugversuch sind und so Vorhersagen
aufgrund einachsiger Messungen für den zweiachsigen Fall unmöglich machen ⁴⁴).
Liegen in Walzrichtung gestreckte Einschlüsse im Material vor, so liegt die
Grenzformänderung bei der parallel zur WR erfolgenden Hauptbelastung höher
als quer dazu ⁴). Die Grenzdehnung steigt dabei umgekehrt proportional zum
Volumenanteil an Einschlüssen ⁴⁸).

Häufig wird auch die Bruchdehnung als Grenzkriterium herangezogen. Aufgrund
der starken Dehnungsgradienten an der örtlichen Versagensstelle ist hierbei
dem Durchmesser der Meßkreise besondere Aufmerksamkeit zu schenken, Bild 4.

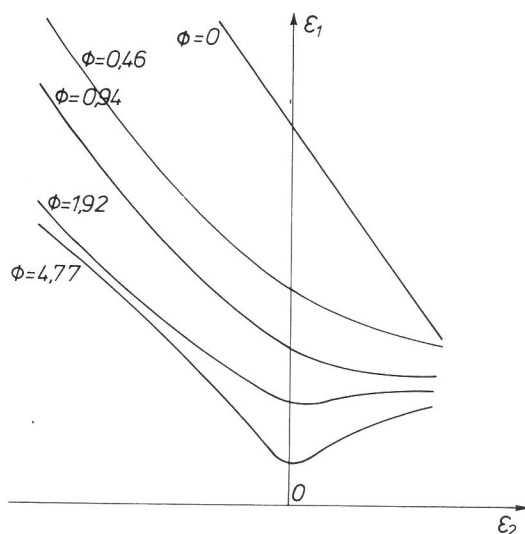


Bild 4
Einfluß des Meßkreisdurchmessers auf die ermittelbare Bruchdeh-
nung nach ⁶⁴)

1.2.4.3 Theoretische Ansätze

Die mathematische Behandlung von Formänderungsvorgängen mit Hilfe plastizitätstheoretischer Ansätze stößt immer wieder auf Schwierigkeiten. Die hier angeführten Plastizitätstheorien stellen von Natur aus weitreichende Vereinfachungen des wirklichen Verhaltens plastischer Metalle dar. Der Vergleich von Versuchsergebnissen mit den Voraussagen dieser Theorien zeigt jedoch, daß die Theorien aber die großen Züge, nicht die Einzelheiten des plastischen Verhaltens wiedergeben. Insbesondere trifft dieses bei anisotropem Fließverhalten zu, dem die Umformung dünner Bleche im Bereich des zweiachsigen Streckens zumeist unterliegt.

Im Fall eines anisotropen Werkstoffes können das isotrope Fließkriterium nach v. Mises 14) und das Schubspannungskriterium nach Tresca 47) nicht angewendet werden. Eine Verallgemeinerung des Fließkriteriums nach v. Mises 14) ist von Hill 16) für orthogonal anisotrope Stoffe vorgeschlagen worden, wo in drei senkrecht aufeinander stehenden Symmetrieebenen die Eigenschaftsänderungen symmetrisch verlaufen.

Ein zugehöriges Fließgesetz gibt ohne weitere Forderungen nur die Verhältnisse der plastischen Formänderungssinkremente bei bestimmten Spannungsverhältnissen wieder. Diese für weite Bereiche der plastischen Formgebung ganz allgemein gültigen Annahmen beschreiben jedoch nicht die Verformungsgrenzen. Diese können nur an verschiedene Versagenskriterien geknüpft werden, wobei insbesondere in der Blechverarbeitung der Versagensfall durch das Auftreten einer plastischen Instabilität Inhalt mehrerer grundlegender Arbeiten ist.

Nach Hill 16,20) sind die Arten des instabilen Fließens bei dünnen Blechen als diffuse und lokale Einschnürung ausgeprägt. Die Möglichkeit des lokalisierten Fließens innerhalb eines unter einem Winkel $\omega > 0^\circ$ zur Hauptbelastungsrichtung geneigten streifigen Bereiches ist beim ebenen Spannungszustand $\sigma_3 = 0$ und nicht zu großer Werkstoffverfestigung mit einer Unstetigkeit im Formänderungsgeschwindigkeitsfeld verknüpft. Mit der gerade wirksamen Steigung der Fließkurve $d\sigma_v/d\varphi_v$ erhält man die Bedingung für die Bildung einer lokalisierten Einschnürung zu

$$\sqrt{3} \sin \omega \geq \frac{1}{\sigma} \frac{d\sigma_v}{d\varphi_v} / \left[1 - \left(\frac{1}{\sigma} \frac{d\sigma_v}{d\varphi_v} \right)^2 \right]^{1/2} \quad (1.26)$$

in einem Spannungsbereich $\alpha = \frac{\sigma_2}{\sigma_1} < 0,5$ für isotrope und $\alpha \leq \frac{r}{1+r}$ für

anisotrope Materialien. Aus der Bedingung, daß beim Auftreten einer lokalisierten Einschnürung eine der Verformungen völlig behindert ist (ebener Dehnungszustand) $d\varphi_2 \rightarrow 0$ oder $d\varphi_1/d\varphi_2 \rightarrow \infty$, ergibt sich, daß bei

biaxialem Zug mit $\alpha > 0,5$ bzw. $\alpha > \frac{r}{1+r}$ nur eine diffuse Einschnürung möglich ist.

Die plastische Instabilität mit diffuser Einschnürung beim ebenen Spannungszustand war Thema der Arbeiten von Swift 19) und Hillier 49). Hier ist die Subtangente z an die Fließkurve beim Lastmaximum $dF_i = 0$ umgekehrt proportional dem Verfestigungsvermögen und zugleich eine Funktion des wirksamen Spannungsverhältnisses α :

$$\frac{1}{z} = \frac{1}{\sigma_v} \frac{d\sigma_v}{d\varphi_v} \quad (1.27)$$

Voraussetzung ist dabei eine proportionale Beanspruchung und der Grenz-zustand

$$dF_i = dF_1 = dF_2 = dF_3 = 0 \quad (1.28)$$

außerhalb der beginnenden Einschnürung.

Die Zunahme der Fließspannung wird dabei gerade noch durch die Querschnitts-
abnahme kompensiert. z und damit die Grenzdehnung steigen mit dem Ver-
festigungsvermögen und mit zunehmendem Spannungsverhältnis $\alpha \rightarrow 1$.

Ähnliche Abhängigkeiten ermittelt B. Storakers ²⁸⁾ beim hydraulischen Ein-
beulen durch Betrachtung von endlichen Formänderungen an Membranelementen
im Gleichgewichtszustand. Beim Druckmaximum $d_p = 0$ ergibt sich die Instabi-
litätsbedingung zu

$$\frac{n}{\varphi_3} = 2 + \frac{1}{\varphi} \frac{d\varphi}{d\varphi_3} \quad (1.29)$$

Die Grenzdehnung reagiert dabei empfindlich auf Änderungen des Verfestigungs-
exponenten n . Entgegen der Hill'schen Hypothese ²⁰⁾ wurde hier bei $\alpha = 1$
eine lokale Versagensstelle im Bereich der größten Dehnungen am Pol gefunden.

Für den Fall nichtproportionaler Beanspruchung unterliegen die Hauptform-
änderungen φ_1 und φ_2 Schwankungen. Diese Einflüsse betrachtete Hillier ⁵⁰⁾
mit einem energetischen Ansatz. Ausgehend von der kritischen Subtangente
wird bei ebener Spannung, $\sigma_3 = 0$, nach Swift ¹⁹⁾ am Instabilitätspunkt für
proportionale Beanspruchungswege

$$z = \frac{4(1 - \alpha + \alpha^2)^{3/2}}{(1+\alpha)(4 - 7\alpha + 4\alpha^2)} \quad (1.30)$$

Bei Betrachtung der Verformungsarbeit bis zur Instabilität

$$U = \int_0^{\varphi_v^*} \sigma_v d\varphi_v \quad (1.31)$$

ergibt sich bei Verwendung der empirischen Darstellung eine Fließkurve

$$\sigma_v = k_0 (\varphi_0 + \varphi)^n \quad (1.32)$$

als bezogene Energie pro Einheitsvolumen

$$\frac{U}{k_0} = \frac{1}{n+1} \left[(nz)^{n+1} - \varphi_0^{n+1} \right], \quad (1.33)$$

die unter Verwendung der Beziehung

$$\frac{1}{\sigma_v} \frac{d\sigma_v}{d\varphi_v} = \frac{1}{z} \quad (1.34)$$

folgenden Zusammenhang aufzeigt

$$\varphi_v^* = nz - \varphi_0 \quad (1.35)$$

Ganz allgemein wächst die Energie pro Fläche mit steigendem n und α und

die Hauptformänderung läßt in der Regel bei proportionalem Beanspruchungsverhältnis höhere Werte erwarten als bei nicht proportionaler sowie bei sequentieller Beanspruchung.

Sowerby und Duncan 51) behandelten die Abweichung vom proportionalen Dehnungsverhältnis grundsätzlich im Zusammenhang mit der Ausbildung einer lokalen Instabilität. Der auftretende Dehnungsgradient führt dabei letztlich immer zum ebenen Dehnungszustand und dem Grenzkriterium $d\varphi_1/d\varphi_2 \rightarrow \infty$, wobei die Dehnungsverhältnisse außerhalb der lokalisierten Einschnürung konstant bleiben. In jedem Falle ist die Ausbildung des ebenen Dehnungszustandes mit einem Abweichen vom proportionalen Verformungsweg verbunden und somit auch mit einer Positionsverlagerung auf der Fließortkurve. Die Umlagerung zu dem in der lokalisierten Einschnürung herrschenden Spannungszustand ist damit zwangsläufig.

Ghosh 34) betrachtete die lokale Dehnungsentwicklung in einer diffusen Einschnürungszone, wobei das Einsetzen der diffusen Instabilität verbunden ist mit graduell steigender Dehngeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ und zunehmenden Werten für das Hauptdehnungsverhältnis $\beta = \frac{\varphi_2}{\varphi_1}$ in der Ebene. Die Fließspannung ist daher eine Funktion folgender Kenngrößen

$$\sigma_v = \sigma_v(\varphi_v, \dot{\varphi}_v, \beta, T),$$

die bei der stabilen Verformung z.T. vernachlässigt werden können. Bei Einsetzen einer plastischen Instabilität gilt dann das Gleichgewicht:

$$\frac{d\sigma_v}{d\varphi_v} = \frac{\sigma_v}{z^*} = \left(\frac{\delta\sigma_v}{\delta\varphi_v}\right) + \left(\frac{\delta\sigma_v}{\delta\dot{\varphi}_v}\right) \frac{d\dot{\varphi}_v}{d\varphi_v} + \left(\frac{\delta\sigma_v}{\delta\beta}\right) \frac{d\beta}{d\varphi_v} + \left(\frac{\delta\sigma}{\delta T}\right) \frac{dT}{d\varphi_v}. \quad (1.36)$$

Die Änderung des Dehnungsverhältnisses β beinhaltet auch eine zusätzliche Verfestigung. Die Veränderung von β selbst ist wieder vom Anisotropiezustand abhängig. Auf eine zusätzliche Verfestigung deutete auch die Erhöhung der Gesamtumformung hin, die nach verschiedenen Vorverformungen erzielt wird 34).

1.2.4.3.1 Die Theorie des lokalen Versagens nach Marciniak und Kuczynski

Marciniak und Kuczynski 25) (weiterhin gekennzeichnet durch M + K) stellten in Übereinstimmung mit experimentellen Ergebnissen für den Bereich $\alpha = \sigma_2/\sigma_1 = 0,5 \dots 1$ eine neuartige Versagenstheorie auf, die für diesen Bereich die Ausbildung lokaler Einschnürungen zuläßt. Die Ausbildung der lokalen plastischen Instabilität geht dabei von Anfangsinhomogenitäten $f = \frac{t_B}{t_A}$, Bild 1 aus, die im Bereich der größten Dehnungen zum Bruch führen.

Die graduelle Zunahme der Dehnung im Einschnürbereich ist mit einer abnehmenden Formänderung außerhalb dieser Zone verknüpft. Die nach dem beschriebenen Mechanismus erreichbaren Formänderungen außerhalb der Einschnürungen sind insgesamt größer als die nach der älteren Theorie für $\alpha = 0,5 \dots 1$ von Swift 19) für die Formänderungsgrenzen durch eine diffuse Einschnürung. Aber im Vergleich zu Versuchswerten liegen auch die nach diesem Ansatz berechneten Grenzformänderungen beim Streckziehen insbesondere bei ebener Dehnung immer noch wesentlich zu tief. Von Einfluß auf die Grenzformänderung sind nach diesem Ansatz außer der anfänglichen Blechinhomogenität f , der Verfestigungsexponent n , die senkrechte Anisotropie r sowie die Vorverformung φ_0 und schließlich die Dehngeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ und die Bruchdehnung φ_{fr} .

Für den Bereich der Grenzformänderungskurve $\alpha \geq 0,5$ sind zwei Möglichkeiten der Beendigung eines proportionalen Formänderungsweges denkbar. Einmal kann am Ende des proportionalen Formänderungsweges nach Einschnürung ein Bruch auftreten, zum anderen kann der Formänderungsweg stufenweise so verändert werden, daß schließlich die Bedingung der "ebenen Dehnung" erreicht wird, unter der eine lokalisierte Einschnürung auftreten kann. Das Abbiegen eines anfangs proportionalen Formänderungsweges im Bereich des auftretenden Fehlers in die Bedingung "ebene Dehnung" kann nach Marciniak und Kuczynski ^{25,37)} durch eine nur allgemein definierte lokale Inhomogenität bedingt sein. Eine Form einer derartigen Inhomogenität ist eine anfänglich vorhandene Querschnittsschwankung oder eine irgendwie geartete Inhomogenität, die dieser Querschnittsschwankung entspricht, und zwar bildet sich diese Inhomogenität immer senkrecht zur größten Hauptformänderung φ_1 aus. Damit konnte von M + K zum ersten Mal das Auftreten einer lokalisierten Einschnürung für den Bereich der Grenzformänderungskurve $\alpha \geq 0,5$ theoretisch erklärt werden.

1.2.4.3.2 Die mathematische Behandlung der Theorie nach M + K ^{25,37)}

Die plastischen Eigenschaften eines isotropen Werkstoffes werden mit folgenden Gleichungen beschrieben:

Vergleichsspannung bei ebenem Spannungszustand, $\sigma_3 = 0$

$$\sigma_v^2 = \sigma_1^2 - \sigma_1 \sigma_2 + \sigma_2^2, \quad (1.37)$$

Fließgesetz

$$\frac{d\varphi_1}{2\sigma_1 - \sigma_2} = \frac{d\varphi_2}{2\sigma_2 - \sigma_1} = -\frac{d\varphi_3}{\sigma_1 - \sigma_2} = \frac{d\varphi_v}{2\sigma_v}, \quad (1.38)$$

wobei $d\varphi_v$ die inkrementelle Vergleichsformänderung

$$d\varphi_v = \sqrt{\frac{2}{3}} \sqrt{d\varphi_1^2 + d\varphi_2^2 + d\varphi_3^2} \quad (1.39)$$

ist.

Die Fließkurve soll durch folgende Beziehung beschrieben werden

$$\sigma_v = \sigma_0 (\varphi_0 + \varphi_v)^n \dot{\varphi}_v^m. \quad (1.40)$$

Dabei erfolgte eine formale Erweiterung auf die Vergleichsgrößen.

Man nimmt nun an, daß der Werkstoff nicht "ideal" homogen ist, sondern eine nicht näher definierte Inhomogenität bzw. entsprechende Querschnittsschwankung aufweist.

Die Spannungen in den Querschnitten A und B sind

$$\sigma_{vA} = \sigma_{0A} (\varphi_0 + \varphi_{vA})^n \dot{\varphi}_{vA}^m \quad (1.41)$$

$$\sigma_{vB} = \sigma_{0B} (\varphi_0 + \varphi_{vB})^n \dot{\varphi}_{vB}^m,$$

wobei durch das Gleichgewicht der Kräfte gelten muß

$$A_A \sigma_{vA} = A_B \sigma_{vB}. \quad (1.42)$$

Nach Einsetzen von Gl. (1.41) in Gl. (1.42) wird der Inhomogenitätsindex f definiert

$$\frac{t_{oB} \cdot \sigma_{oB}}{t_{oA} \cdot \sigma_{oA}} = f \quad (1.43)$$

Nach M + K erhält man schließlich folgende Beziehung:

$$-\frac{d\varphi_{3B}}{d\varphi_{vB}} = \frac{\sqrt{3}}{2} \sqrt{1 - \frac{3\beta_A^2}{4(1+\beta_A+\beta_A^2)} \left\{ \frac{d\varphi_{vA}}{d\varphi_{vB}} \right\}^2} + \sqrt{\frac{3}{4}} \cdot \frac{\beta_A}{\sqrt{1+\beta_A+\beta_A^2}} \cdot \left\{ \frac{d\varphi_{vA}}{d\varphi_{vB}} \right\} \quad (1.44)$$

und nach Integration von (1.44) ergibt sich:

$$\varphi_{3B} = \int_0^{\varphi_{vB}} \left[A \cdot \sqrt{1-B \left\{ \frac{d\varphi_{vA}}{d\varphi_{vB}} \right\}^2} + D \left\{ \frac{d\varphi_{vA}}{d\varphi_{vB}} \right\} \right] d\varphi_{vB} \quad (1.45)$$

mit

$$A = \frac{\sqrt{3}}{2}$$

$$B = \frac{3\beta_A^2}{4(1+\beta_A+\beta_A^2)} \quad \text{und}$$

$$D = \frac{\sqrt{3}}{4} \cdot \frac{\beta_A}{\sqrt{1+\beta_A+\beta_A^2}}$$

Die numerische Lösung dieser Gleichung ergibt dann die Funktionen $\varphi_v(\varphi_{vB})$ und $\varphi_{1A}(\varphi_{vB})$ sowie $\varphi_{1B}(\varphi_{vB})$ und $\varphi_{2B}(\varphi_{vB})$. Diese Funktionen beschreiben den Prozeß der Einschnürung. Die Werkstoffeigenschaften sind dabei definiert durch die Konstanten

$$\varphi_o, n, m, f,$$

während die Art der Belastung durch das Dehnungsverhältnis im Bereich A bestimmt ist:

$$\varphi_2 / \varphi_1 = \beta_A = \varphi_{2A} / \varphi_{1A}$$

Der Bruch in der Einschnürung soll dann auftreten, wenn die Dickenformänderung φ_{3B} den Wert der Dickenbruchformänderung φ_{3fr} erreicht hat,

$$\varphi_{3B} = \varphi_{3fr} \quad \text{oder} \quad \varphi_{1B} + \varphi_{2B} = -\varphi_{3fr},$$

wobei φ_{3fr} eine Werkstoffkonstante ist.

Das Bruchkriterium, Bild 5.1, ist eine Gerade senkrecht zur Achse 3 liegend. Nach M + K repräsentiert der Punkt F das Ende des Dehnungsweges OBF, bei dem der Bruch in der Einschnürung auftritt. A^* stellt die Grenzdehnung dar, d.h. die max. Dehnung im Bereich A in dem Augenblick, wo der Bruch in der Einschnürung auftritt. Es müssen daher beide Dehnungswege OAA^* und OBF numerisch bestimmt werden. Dazu sind die Randbedingungen aufzustellen. Die

Grenzdehnung beim Punkt A^* wird immer für ein bestimmtes Dehnungsverhältnis $\beta_A = \varphi_2 / \varphi_1 = \varphi_{2A} / \varphi_{1A}$ bestimmt. Durch Berechnung der Grenzdehnung φ_2^* für eine Werteschar von β_A wird die Grenzformänderungskurve konstruiert, Bild 5.2 und 5.3. Die Grenzdehnung wird für den Bereich $\frac{1}{2} < \sigma_2 / \sigma_1 < 1$ bestimmt.

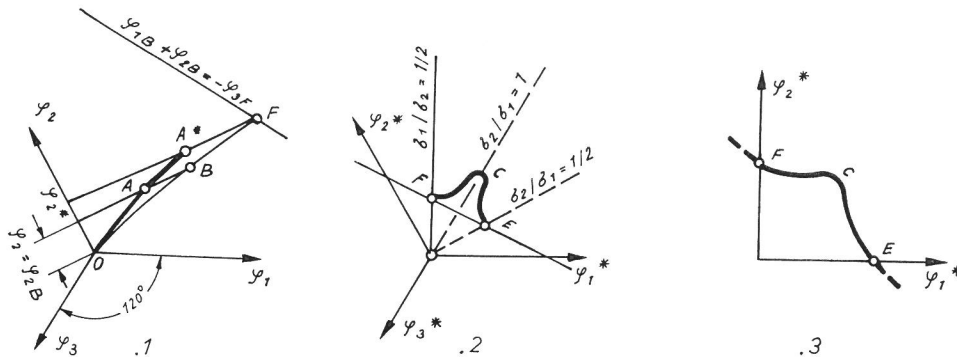


Bild 5 (1-3)
Grenzformänderungskurven entsprechend dem theoretischen Ansatz nach Marciniak und Kuczynski

1.2.4.3.3 Modifizierungen des Ansatzes von M + K

Tadros und Mellor ¹³⁾ gehen von der Annahme aus, daß vor dem Strecken viele derartige Inhomogenitäten vorhanden sind. Dabei wird an diesen Stellen die Dickenabnahme beim Strecken durch die Verfestigung bei gleichbleibender Kraft kompensiert. Nur aus einigen Stellen mit Querschnittsabweichungen bildet sich eine anfängliche lokalisierte Einschnürung aus, an der der Werkstoff infinitesimal weicher erscheint als der die Einschnürung umgebende Werkstoff. In dieser lokalen Einschnürung konzentriert sich nach Durchlaufen des Kraftmaximums bei sinkender Last die Dehnung senkrecht zur größten Hauptspannung. Vom Zeitpunkt des Einsetzens der plastischen Instabilität an, bestimmt in Anlehnung an Swift ¹⁹⁾, wird eine modifizierte Theorie von M + K ²⁵⁾ in Ansatz gebracht. Die gesamte Grenzformänderung setzt sich demnach zusammen aus der allgemeinen Formänderung bis zum Einsetzen einer diffusen Einschnürung plus dem Anteil nach M + K. Es ergeben sich dann zwei Dickenverhältnisse: f_0 für das gestreckte Material und f_i bei Einsetzen der Instabilität. Eine Inhomogenitätsstelle wird dabei solange als unkritisch angesehen, bis die Bedingung für das Einsetzen einer diffusen Einschnürung erfüllt ist.

Der die anfängliche Blechdickenabweichung kennzeichnende Faktor $f = \frac{t_B}{t_A}$ ²⁵⁾

sollte auf die Betrachtung aller Inhomogenitäten erweitert werden. In einem probabilistischen Modell der Grenzformänderungen im Blech wird f von Minh, Sowerby und Duncan ⁷⁾ als Funktion einer statistischen Verteilung von Hohlräumen als Orte ohne Festigkeit beschrieben. Im kritischen Bereich treten dadurch Dehnungsgradienten auf, denen eine annähernd normale Verteilung mit Mittelwert und Standardabweichung zugeordnet werden kann. In Blechteilen gleicher Größe führt eine Erhöhung des Dehnungsgradienten zu einem Anstieg der größten Hauptformänderung und deren Streuung. Mit steigendem Verfestigungsvermögen werden sich kleinere Dehnungsgradienten ausbilden und deren Einfluß auf die anfänglichen Inhomogenitäten sinkt mit steigender Blechdicke. Minh, Sowerby und Duncan ⁵²⁾ berechneten die Standardabweichungen der von ihnen ermittelten Grenzformänderungen beim 2-achsigen Strecken. Sie kamen zu dem Schluß, daß der Streubereich größer ist als durch den experimentellen Fehler erklärbar. Demnach muß der Versagensprozeß selbst von der Mikrostruktur des Materials und den durchlaufenden Formänderungen abhängig

sein. Letzteres drückt sich aus in den stets größten Streuungen beim biaxial gleichmäßigen Strecken.

Eine weitergehende Einschnürungstheorie stammt von Stören und Rice ⁵³⁾, die eine lokalisierte Einschnürung mit dem Auftreten einer Ecke in der Fließortkurve erklären, die sich im Verlauf der Deformation ausbildet. Eine Störstelle f' entwickelt sich demnach erst im Verlauf der Deformation und kann als materialbeeinflusst angesehen werden.

1.2.4.4 Vergleich theoretischer Ansätze mit experimentellen Befunden

An dieser Stelle der Literaturübersicht soll auf die verschiedenen und häufig konträren Untersuchungsergebnisse hingewiesen werden. Für den Bereich des Spannungsverhältnisses $\alpha = 0,5 \dots 1$ existiert noch kein Ansatz, der die experimentellen Befunde ausreichend genau wiedergibt. Die Ansätze stützen sich häufig auf nicht mit der Verarbeitung vergleichbare Umformbedingungen und Werkstoffe. Die am häufigsten verwendeten auf den Werkstoff bezogenen Annahmen sind dabei

- Inkompressibilität des Werkstoffs
- Material ist starr-plastisch mit kontinuierlich steigender Fließkurve
- Vernachlässigung des Bauschinger Effektes
- Konstanz von r und n während der Umformung
- isotherme Verformung
- Erfüllung der Fließbedingung nach v. Mises bzw. des anisotropen Ansatzes nach Hill,

denen verfahrensbedingt eine proportionale Belastung mit konstantem Formänderungsverhältnis zugeordnet wird.

Sowohl beim Einbeulen mit starrem Werkzeug ²⁹⁾ als auch beim hydraulischen Tiefungsversuch ⁵⁴⁾ konnte ein Instabilitätskriterium dF bzw. $d\sigma = 0$ nicht bestätigt werden. In der Untersuchung von Keeler und Backofen ²⁹⁾ steigt der Beuldruck bei bereits beobachteter instabiler Formänderung noch weiter an. Die Einschnürung konzentriert sich in einem Band an der Kuppe, wobei beträchtliches Fließen auch noch zeitlich nach Erreichen der Bedingung $d\sigma = 0$ stattfindet. Nach Schott ⁵⁴⁾ tritt eine lokalisierte Einschnürung erst eindeutig nach Durchschreiten des Druckmaximums auf. Auch nach Horta, Roberts und Wilson ⁴⁴⁾ wird beim biaxialen Zug die Versagensgrenze stets von der lokalisierten Einschnürung bestimmt. Bei konstanten positiven Dehnungsverhältnissen wird der Streckvorgang nicht durch das Auftreten der diffusen Einschnürung begrenzt, sondern es konnten nachfolgend stets lokalisierte Einschnürungen beobachtet werden ⁵⁴⁾. Mit Zunahme der makroskopischen Dehnungen entwickelt sich im mikrostrukturellen Bereich eine progressive Dehnungskonzentration an Diskontinuitäten. Dadurch kann ein erhöhtes Verfestigungsvermögen infolge des Dehngeschwindigkeitseinflusses in der Einschnürung bewirkt werden, die das Kraftmaximum hinauszögert. - Geht man dennoch davon aus, daß das Einsetzen einer plastischen Instabilität beim Beulversuch durch das Druckmaximum gekennzeichnet wird ²⁵⁾, so erhält man die Beziehung

$$\frac{dk_f}{k_f} - \frac{d\varphi}{\varphi} = d\varphi_3 \quad (1.62)$$

Da der Krümmungsradius bei Erreichen der Grenzformänderung abnimmt ²⁸⁾, ergibt sich ein Ungleichgewicht zugunsten der linken Seite und über die Dickenformänderung φ_3 in Verbindung mit Gl. (1.29) ein erhöhtes n ^{25,28)}.

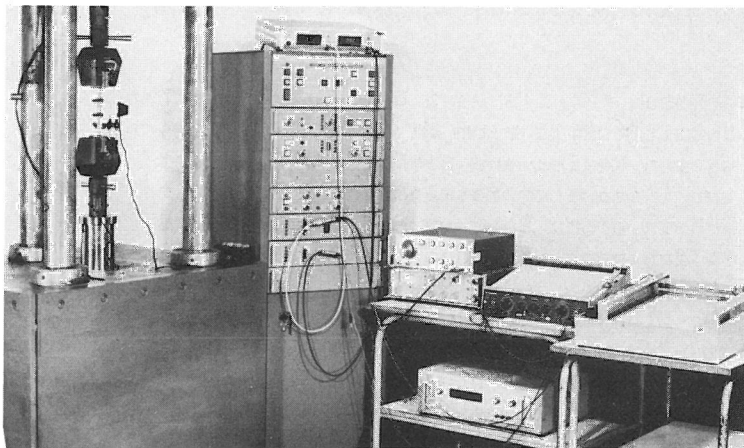
Als notwendige Voraussetzung für die Ausbildung der lokalen Einschnürung wird die Bedingung $d\varphi_2/d\varphi_1 = 0$ (ebene Dehnung) angesehen. Dieser sich mit der Umformung einstellende Endzustand führt üblicherweise auch zum duktilen Bruch. Azrin und Backofen ⁵⁾ stellten fest, daß eine anfängliche Querschnittsabweichung im Blech in der Regel nicht zum Versagen führt. Auch der nach M + K ²⁵⁾ eindeutige Zusammenhang zwischen der Steigung der Grenzformänderungskurve $d\varphi_1^*/d\beta \approx 0$ und hohem r oder kleinem f wurde nicht als allgemeingültig bestätigt ⁵⁾.

Zusammenfassend kann gesagt werden, daß es bislang noch keine allgemeingültige Theorie gibt, die das Erreichen der Grenzformänderung beim zweiachsigen Strecken beschreibt. Insbesondere den Eigenschaftsänderungen während der Umformung, die selbst wieder abhängig sind vom augenblicklichen Spannungszustand, wurde zu wenig Aufmerksamkeit geschenkt. Die Schwierigkeiten ihrer Erfassung und der mathematischen Formulierung mögen der Grund dafür sein. Deshalb ist es auch weiterhin notwendig, sich zunächst durch Annahmen einen Modellwerkstoff zu schaffen, der sich durch die Konstanz aller Eigenschaften während der Umformung auszeichnet, und diesen durch gezielte Untersuchungen und Rückgriff auf die Plastizitätstheorie einem realen Material anzunähern.

2. Ermittlung der mechanischen Kenndaten im Zugversuch

2.1 Versuchseinrichtung

Zur Durchführung der Zugversuche stand eine servohydraulische Prüfmaschine der Firma Instron mit einer maximalen Prüfkraft von 100 kN zur Verfügung, Bild 6. Die Abzugsgeschwindigkeit des Kolbens konnte mittels eines Funktionsgenerators auf $10 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ eingestellt werden.



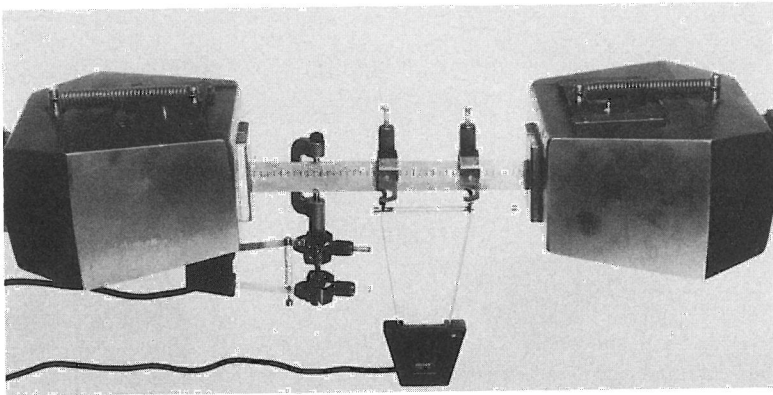
*Bild 6
Servohydraulische Prüfmaschine zur Bestimmung von r und n
beim Zugversuch.*

Der Erfassung der allgemeinen, grundlegenden mechanischen Eigenschaften diente der Zugversuch nach DIN 50 145 bei gleichzeitiger Bestimmung von r und n weitgehend nach den Vorschlägen der IDDRG*). Nach dem Einspannen der Zugproben verblieb zwischen den Spannbacken eine freie Prüflänge von ca. 160 mm. Die außermittig mit 2 Extensometern bestückten Proben wurden kontinuierlich verformt, wobei Prüfkraft sowie Längs- und Querdehnung auf einem x-y-y-Schreiber registriert wurden, Bild 7.

Dem Schreiberdiagramm wurden die Meßdaten entnommen, auf Lochkarten übertragen und mittels eines speziell erstellten Programms in einem Rechner**) registriert.

*) International Deep Drawing Research Group

**) Telefunken Rechner TR 86



*Bild 7
Eingespannte, markierte
Streifenzugprobe mit 2
Extensometern zur kon-
tinuierlichen Messung
der Längs- und Quer-
dehnung.*

verarbeitet. Vor jeder Meßreihe erfolgte eine erneute Kalibrierung der Extensometer. Zur Absicherung der Aussage sind je 9 Zugversuche pro Blechtafel durchgeführt worden. Über eine hohe Verformungsauflösung und einem zweiten x-y-Schreiber konnte zusätzlich die Dehngrenze $R_{0,2}$ bestimmt werden.

Im Verlauf dieser Arbeit kommen zwei, für die Formänderungen jeweils verwendete Definitionen wiederholt vor: Zum einen die technische Dehnung

$$\varepsilon = \frac{l - l_0}{l_0} \cdot 100 \% \quad , \quad (2.1)$$

zum anderen der Umformgrad (logarithmische Formänderung):

$$\varphi = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_0} \quad . \quad (2.2)$$

2.1.1 Probenvorbereitung

Die Zuschnitte für die Probenherstellung, jeweils 3 Streifen vorwiegend aus der Mitte der Tafel, wurden den Blechtafeln mit ausreichendem Übermaß durch Ausschneiden entnommen. Je 3 Proben pro Tafel, Blechdicke und Richtung wurden an einer Bandsäge abgesägt, anschließend bis auf ein geringes Übermaß vorgefräst und endgültig durch Schleifen mit kräftiger Flüssigkeitskühlung auf Maß gebracht. Ein die Ergebnisse beeinflussender kaltverfestigter Rand war nicht vorhanden. Die Probenform entsprach einer Prüfeempfehlung der IDDRG, Streifenzugprobe ohne Einspannköpfe mit 250 mm Länge und einer Breiten-toleranz $\pm 0,01$ mm bei 20 mm Nennmaß.

Die Probenstreifen wurden entsprechend DIN 50 145 markiert, um nach dem Versuch die Bruchdehnung A_5 , A_{10} , die Gleichmaßdehnung sowie A_{80} zu bestimmen.

2.1.2 Versuchswerkstoffe

Folgende Werkstoffe wurden bei den Untersuchungen berücksichtigt:

Titanblech-Reintitan Ti 99,8 nach DIN 17 860
warm-kaltgewalzt, geblüht, zunderfrei
Dicke: 0,5; 1; 2 mm

Tiefziehstahlblech RSt 14.03 nach DIN 1623, Blatt 1
Dicke: 0,5; 1; 2 mm

Austenitisches Stahlblech

X5 CrNi 189 Werkst.Nr. 4301 nach DIN 17 440

Dicke: 0,5; 1; 2 mm

Kupferblech

SF-Cu weich nach DIN 1751

Dicke: 0,5; 1; 2 mm

Messingblech

CuZn 37 weich nach DIN 1751

Dicke: 0,5; 1; 2 mm

Magnesiumblech 0,72 mm dick

Aufgrund der relativ geringen Bestellmenge pro Blechdicke von 10 m² war es nur möglich, lagermäßig vorrätige Bleche zu beschaffen. Lediglich die Bleche einer Dicke stammen daher jeweils aus einem Produktionsgang.

2.1.3 Definition des r-Wertes und dessen Bestimmung

Ein Maß für die Anisotropie der plastischen Eigenschaften von Blechwerkstoffen ist die sog. senkrechte Anisotropie r , die als Wert im Zugversuch als Verhältnis der Umformgrade in Breiten- und Dickenrichtung ermittelt wird.

$$r = \frac{\varphi_2}{\varphi_3} = \frac{\ln \frac{b}{b_0}}{\ln \frac{t}{t_0}} = \frac{\ln \frac{b_0}{b}}{\ln \frac{t_0}{t}} \quad (2.3)$$

Da bei der Verformung eines Flachstabes im Zugversuch Volumenkonstanz angenommen werden kann, ging man angesichts der Schwierigkeiten, die Blechdicke und ihre Änderung exakt zu messen, dazu über, anstelle der Blechdickenänderung nur die Längen- und Breitenformänderung zu bestimmen.

Aufgrund des Gesetzes der Volumenkonstanz

$$\varphi_1 + \varphi_2 + \varphi_3 = 0 \quad (2.4)$$

ergibt sich folgende Beziehung

$$r = -\frac{\varphi_2}{\varphi_1 + \varphi_2} = \frac{\ln \frac{b_0}{b}}{\ln \frac{b \cdot l}{b_0 \cdot l_0}} \quad (2.5)$$

Im Bereich zwischen 10 und 20 % Längenänderung werden 11 zusammengehörende Wertepaare der Längs- und Querdehnung ermittelt, auf Lochkarten übertragen, im Rechner den Ausgangswerten zugeordnet und die senkrechte Anisotropie r in Abhängigkeit vom Umformgrad φ_1 in einem Diagramm dargestellt. Der Verlauf von r für die verschiedenen Probenrichtungen ist bereits der Mittelwert von jeweils 3 Proben. Der Mittelwert über alle Richtungen errechnet sich dabei gewichtet zu

$$\bar{r} = \frac{1}{4} (r_0 + 2r_{45} + r_{90}) \quad (2.6)$$

Die Gewichtung $2r_{45}$ wird eingeführt, weil in der Blechebene nach einer Drehung um 360° die Diagonalenrichtungen doppelt so oft überstrichen werden wie die beiden anderen Richtungen WR und QR.

Bei annähernd linearem Verlauf wird \bar{r} durch eine Ausgleichsgerade über der Formänderung φ_1 dargestellt. Die r-Werte bei $\varepsilon_1 = 20\%$ wurden ausgedruckt.

Bei den zur Untersuchung vorliegenden Blechen erreichte lediglich das Magnesiumblech nicht die üblicherweise zur r-Wert-Bestimmung erforderlichen Dehnungen. Die Bruchdehnung betrug weniger als 10%, so daß mit 11 Wertepaaren zwischen 1,5 und 8% entsprechend verfahren werden mußte. Die Auswertung erfolgte aber stets in einem Bereich, der vom Bruch oder der Einschnürung unbeeinflusst blieb.

Eine Beschreibung der sog. ebenen (planaren) Anisotropie, d.h. die Änderung des r-Wertes in der Blechebene, mit Hilfe des Ausdruckes

$$\Delta r = \frac{1}{2} (r_0 + r_{90} - 2r_{45}) \quad (2.7)$$

ist sehr willkürlich. Zu bedenken ist, daß die Summe des Klammerausdrucks sowohl bei annähernd gleichen, aber auch bei sehr unterschiedlichen richtungsabhängigen r-Werten gegen Null gehen kann. Letzteres würde nur scheinbar eine kleine planare Anisotropie andeuten.

2.1.3.1 Berechnung der Anisotropiekoeffizienten F, G, H, N

Für den Fall orthogonaler Anisotropie formulierte R. Hill¹⁵⁾ folgende Fließbedingung

$$2 f(\sigma_{ij}) = F(\sigma_y - \sigma_z)^2 + G(\sigma_z - \sigma_x)^2 + H(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 2L\tau_{yz}^2 + 2M\tau_{zx}^2 + 2N\tau_{xy}^2 = 1 \quad (2.8)$$

Die darin enthaltenen Anisotropiekoeffizienten F, G, H, L, M und N mit der Dimension $\text{mm}^4 \text{N}^{-2}$ werden mit zunehmender Verfestigung kleiner. Definiert man nun hier eine Vergleichsspannung σ_v , die mit einer Vergleichsformänderung φ_v verknüpft werden kann, so erhält man für den ebenen Spannungszustand, bei dem aus Gründen des Gleichgewichts $\tau_{yz} = \tau_{zx} = 0$ ist, eine Fließbedingung mit dimensionslosen Koeffizienten F^*, G^*, H^*, N^* .

$$\sigma_v^2 = F^* \sigma_y^2 + G^* \sigma_x^2 + H^* (\sigma_x - \sigma_y)^2 + 2N^* \tau_{xy}^2 \quad (2.9)$$

Die dimensionslosen Koeffizienten werden dabei zunächst als konstant angesehen. Tatsächlich ändert sich die Textur im Verlauf der Verformung und damit ändern sich auch die Anisotropiekoeffizienten. Die Anisotropieachsen, die bei Blechen üblicherweise durch die Walz-(x), Quer-(y) und Dickenrichtung (z) gekennzeichnet sind, müssen sich bei dieser Betrachtung mit den Hauptspannungs- und dehnungsrichtungen decken.

Werden die von Hill vorgeschlagenen Koeffizienten mit Hilfe der Zugfließspannungen und Schubfließgrenzen gewonnen,

$$\frac{1}{X^2} = G+H; \quad \frac{1}{Y^2} = H+F; \quad \frac{1}{Z^2} = F+G; \quad \tau_{XY}^2 = \frac{1}{2N} \quad (2.10)$$

wobei X, Y und Z die Fließgrenzen in entsprechender Richtung sind, so gilt bei Einführung der Vergleichsspannung

$$\frac{\sigma_v^2}{X^2} = G^* + H^*; \quad \frac{\sigma_v^2}{Y^2} = H^* + F^*; \quad \frac{\sigma_v^2}{Z^2} = F^* + G^*; \quad \frac{\sigma_v^2}{\tau^2} = 2N^* \quad (2.11)$$

Da im folgenden nur noch dimensionslose Anisotropiekoeffizienten benutzt werden, wird auf die Indizierung* verzichtet.

Mit Hilfe des Fließgesetzes

$$\begin{aligned}d\varphi_x &= d\lambda [(\sigma_x - \sigma_z) G + (\sigma_x - \sigma_y) H] \\d\varphi_y &= d\lambda [(\sigma_y - \sigma_z) F + (\sigma_y - \sigma_x) H] \\d\varphi_z &= d\lambda [(\sigma_z - \sigma_y) F + (\sigma_z - \sigma_x) G] \\d\varphi_{xy/2} &= d\lambda \tau_{xy} N\end{aligned}\tag{2.12}$$

und des Gesetzes der Volumenkonstanz

$$d\varphi_x + d\varphi_y + d\varphi_z = 0\tag{2.13}$$

sowie Berücksichtigung der senkrechten Anisotropie

$$r = d\varphi_2 / d\varphi_3\tag{2.14}$$

läßt sich für den einachsigen Fall die senkrechte Anisotropie r unter einem bestimmten Winkel α_x zur Walzrichtung WR wie folgt ausdrücken

$$r(\alpha_x) = \frac{H + (2N - F - G - 4H) \sin^2 \alpha_x \cos^2 \alpha_x}{F \sin^2 \alpha_x + G \cos^2 \alpha_x}\tag{2.15}$$

Durch Normierung mit $\sigma_v = \sigma(0^\circ)$ ergeben sich mit Hilfe der Bedingung

$$G + H = 1 = \frac{\sigma_v^2}{X^2}\tag{2.16}$$

die Anisotropiekoeffizienten zu

$$\begin{aligned}F &= \frac{r_o}{r_{90} (r_o + 1)} \\G &= \frac{1}{r_o + 1} \\H &= 1 - \frac{1}{r_o + 1} \\N &= \frac{(r_o + r_{90}) (r_{45} + 1)}{r_{90} (r_o + 1)}\end{aligned}\tag{2.17}$$

2.1.4 Definition des n-Wertes und dessen Bestimmung

Fließkurven von unlegierten und niedriglegierten Stählen und einigen Nicht-eisenmetallen lassen sich unter bestimmten Voraussetzungen durch eine Potenzfunktion der Form $k_f = k_o \varphi^n$ darstellen. Die Konstante n, der sog. Verfestigungsexponent, dient zur Kennzeichnung des Streckverhaltens der Werkstoffe und entspricht näherungsweise der im Zugversuch ermittelten Gleichmaßdehnung.

Zur Bestimmung des n-Wertes diene ebenso die 20 mm breite Streifenprobe. Dem Einfluß der Prüfgeschwindigkeit und der damit verbundenen Temperaturerhöhung der Zugprobe Rechnung tragend, betrug die Abzugsgeschwindigkeit entsprechend dem IDDRG-Vorschlag $10 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$. Daraus ergibt sich eine sehr geringe Formänderungsgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 3 \cdot 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$. Aus dem Kraft-Verlängerungsdiagramm werden 11 Datenpaare zwischen 10 und 20 % Längsdehnung auf Lochkarten übertragen und im Rechner verarbeitet. Die Fließspannungswerte errechnen sich zu

$$k_f = \frac{F \cdot l_1}{A_o \cdot l_o} \quad (2.18)$$

unter Voraussetzung der Volumenkonstanz.

Im doppelt logarithmischen Maßstab dargestellt, ergibt sich n aus der Steigung der Geraden bei Voraussetzung der Gültigkeit des empirischen Ansatzes nach Ludwik ⁵⁶⁾

$$\log k_f = \log k_o + n \cdot \log \varphi_1 \quad (2.19)$$

Eine lineare Regressionsanalyse ermöglicht die Anpassung der besten Ausgleichsgerade, wobei durch Extrapolation die Bestimmung von k_o als Formänderungsfestigkeit bei $\varphi = 1$ ermöglicht wird. Der Korrelationskoeffizient wird ausgedrückt und die Fließkurve doppelt logarithmisch im betrachteten Dehnbereich dargestellt.

Die Erfassung der richtungsbezogenen Mittelwerte sowie der Gesamtmittelwert erfolgte analog der Auswertung des r-Wertes. Die gewichteten Mittelwerte ergeben sich zu

$$\bar{k}_f = \frac{1}{4} (k_{f0} + 2 k_{f45} + k_{f90}) \quad (2.20)$$

und wiederum durch Regression und Extrapolation

$$\bar{n} = \frac{1}{4} (n_0 + 2 n_{45} + n_{90}) \quad (2.21)$$

sowie

$$\bar{k}_o = \frac{1}{4} (k_{o0} + k_{o45} + k_{o90}) \quad (2.22)$$

Bei Magnesiumblech wurde der erfaßte Dehnungsbereich wie bei der r-Wert Bestimmung ausgewertet.

2.2 Ergebnisse der Zugversuche

2.2.1 Generelle Übertragbarkeit der Ergebnisse

Neben den allgemeinen Kenndaten des Zugversuchs, deren Ergebnisse hier in den Tab. 1 bis 6 zusammengestellt sind, wird für die Übertragung von aus Modellversuchen gewonnenen Kenndaten in die Praxis der Ermittlung solcher auf die Umformeignung bezogener Eigenschaften generell besonderer Wert beigemessen. Mögliche Zusammenhänge zwischen der Eignung zur Kaltumformung und verschiedenen mechanischen Kenngrößen waren bereits Themen zahlreicher Untersuchungen. Widersprüchliche Resultate ergeben die Untersuchungen von Jentet ⁵⁷⁾ und Altenberger ⁵⁸⁾, wenn zur qualitativen Beurteilung von Blechen Kenndaten aus Zugversuchen und Härtemessungen herangezogen werden. Während Jentet dabei Korrelationen zu seinen Laboruntersuchungen feststellte, wurden solche von Altenberger in der Fertigung zwischen Zugfestigkeit und Härte einerseits sowie dem Umformgrad andererseits nicht gefunden. Nur eine sehr spezifische Betrachtungsweise kann laut Siebel und Mitarbeitern ⁵⁹⁻⁶¹⁾

Tabl. Nr. 1 R ST 1403 - Blech												
zur WR	0,5 mm dick				1 mm dick				2 mm dick			
	0°	45°	90°	Mittelwert	0°	45°	90°	Mittelwert	0°	45°	90°	Mittelwert
Rp0,2 Nmm ⁻²	203,8	203,5	200,5	200,5	172,2	179,0	166,9		171,0	179,8	174,8	
Rm Nmm ⁻²	334,4	344,5	333,8		304,3	317,3	300,5		309,9	323,7	311,6	
Rp0,2/Rm	0,60	0,59	0,60		0,56	0,56	0,56		0,55	0,55	0,56	
Ko kNmm ⁻²	0,58	0,58	0,58	0,58*	0,52	0,54	0,51	0,53*	0,53	0,56	0,53	0,54*
n	0,224	0,226	0,224	0,225*	0,221	0,210	0,225	0,217*	0,221	0,218	0,219	0,219*
Korrelationskoeffizient	0,999	0,999	0,999	0,999*	0,999	0,999	0,999	0,999*	0,999	0,999	0,999	0,999*
A ₅ %	67,7	65,3	67,8		69,8	63,0	70,9		62,4	56,9	61,8	
A ₁₀ %	52,4	53,2	55,6		56,4	50,7	57,2		49,4	45,1	47,2	
A ₈₀ %	38,5	41,2	44,3		48,8	43,8	49,4		47,8	43,4	45,7	
A _g %	37,0	41,2	43,4		43,1	38,5	43,5		36,4	33,2	34,1	
Z %	79,7	80,3	78,6		74,2	67,4	73,7		82,6	81,2	78,6	
r	2,19	1,39	1,31	1,57*	1,76	1,06	1,80	1,42*	1,37	1,06	1,54	1,25*
Δ r				0,36				0,73				0,39
F				0,524				0,355				0,376
G				0,314				0,362				0,423
H				0,686				0,638				0,577
N				2,002				1,473				1,645

Tabelle 1
Kenndaten des Zugversuches R ST 1403 - Blech

Tabl. Nr. 2 Titan - Blech												
zur WR	0,5 mm dick				1 mm dick				2 mm dick			
	0°	45°	90°	Mittelwert	0°	45°	90°	Mittelwert	0°	45°	90°	Mittelwert
Rp0,2 Nmm ⁻²	247,4	259,2	272,2		192,1	226,9	259,7		221,1	251,8	261,8	
Rm Nmm ⁻²	347,3	337,3	349,7		325,6	293,7	323,1		332,8	324,7	329,8	
Rp0,2/Rm	0,71	0,77	0,78		0,59	0,77	0,8		0,66	0,78	0,79	
Ko kNmm ⁻²	0,52	0,47	0,46	0,48*	0,55	0,42	0,44	0,45*	0,54	0,47	0,47	0,49*
n	0,133	0,105	0,086	0,108*	0,229	0,115	0,092	0,137*	0,189	0,121	0,108	0,135
Korrelationskoeffizient	0,998	0,992	0,999	0,998*	0,997	0,996	0,993	0,996*	0,997	0,999	0,998	0,998*
A ₅ %	70,2	74,3	71,6		71,4	79,4	67,8		61,7	66,4	65,9	
A ₁₀ %	54,6	53,2	52,7		59,9	62,9	47,6		48,9	49,5	47,7	
A ₈₀ %	38,6	34,3	34,9		53,1	51,9	37,6		46,9	47,3	46,5	
A _g %	38,9	32,1	33,7		48,4	46,5	27,4		35,9	32,6	29,6	
Z %	64,4	67,5	67,0		73,0	76,5	78,0		70,4	75,4	75,4	
r	1,93	2,13	2,22	2,10*	1,33	2,25	2,11	1,98*	0,90	1,00	1,80	1,17*
Δ r				-0,06				-0,52				0,36
F				0,298				0,271				0,234
G				0,341				0,429				0,525
H				0,659				0,571				0,475
N				2,001				2,270				1,574

Tabelle 2
Kenndaten des Zugversuches Titan-Blech

Tabl. Nr. 3

Cr Ni - Blech

zur WR	0,5mm dick				1mm dick				2mm dick			
	0°	45°	90°	Mittelwert	0°	45°	90°	Mittelwert	0°	45°	90°	Mittelwert
Rp0,2Nmm ⁻²	305,5	300,1	305,5		268	262	274		247	244	253	
Rm Nmm ⁻²	702,3	671,9	660,0		648	625	643		616	597	616	
Rp0,2IRm	0,43	0,44	0,45		0,41	0,42	0,43		0,40	0,41	0,41	
Ko kNmm ⁻²	1,44	1,29	1,31	1,33 *	1,34	1,25	1,27	1,28 *	1,28	1,18	1,19	1,21 *
n	0,430	0,401	0,409	0,411 *	0,427	0,421	0,415	0,421 *	0,438	0,418	0,421	0,424 *
Korrelationskoeffizient	0,999	0,999	0,999	0,999 *	0,999	0,999	0,999	0,999 *	0,999	0,999	0,999	0,999 *
A ₅ %	81,88	87,8	85,7		73,2	77,2	76,8		69,4	74,9	76,0	
A ₁₀ %	73,9	78,9	78,1		66,2	69,7	69,9		61,8	66,3	68,9	
A ₈₀ %	65,4	69,4	69,2		62,2	64,7	65,4		61,3	66,0	68,0	
A _g %	66,0	70,1	70,5		59,2	62,3	63,0		54,2	59,9	61,7	
Z %	61,8	68,3	66,0		63,1	66,0	63,3		63,3	63,8	63,7	
r	1,13	1,12	1,03	1,10 *	0,94	1,22	1,18	1,14 *	0,81	1,31	1,11	1,14 *
r				-0,04				-0,16				-0,35
F				0,515				0,410				0,403
G				0,470				0,517				0,551
H				0,530				0,483				0,449
N				2,087				2,053				2,209

Tabelle 3
Kenndaten des Zugversuches CrNi-Blech

Tabl. Nr. 4

Cu - Blech

zur WR	0,5mm dick				1mm dick				2mm dick			
	0°	45°	90°	Mittelwert	0°	45°	90°	Mittelwert	0°	45°	90°	Mittelwert
Rp0,2Nmm	80,7	87,5	76,3		71,3	71,8	70,1		79,0	74,7	79,1	
Rm Nmm	230,7	235,8	217,3		245,7	239,3	240,3		242,0	236,7	238,2	
Rp0,2IRm	0,35	0,37	0,35		0,29	0,30	0,29		0,32	0,32	0,33	
Ko kNmm	0,53	0,50	0,48	0,50 *	0,55	0,53	0,54	0,54 *	0,54	0,52	0,52	0,53 *
n	0,413	0,382	0,399	0,394 *	0,431	0,422	0,439	0,429 *	0,412	0,417	0,412	0,415 *
Korrelationskoeffizient	0,999	0,999	0,999	0,999 *	0,999	0,999	0,999	0,999 *	0,999	0,999	0,999	0,999 *
A ₅ %	42,4	58,8	46,0		61,3	69,1	67,6		60,3	65,8	66,2	
A ₁₀ %	40,0	53,9	42,8		53,6	59,5	59,5		51,4	56,4	57,3	
A ₈₀ %	37,9	48,3	40,8		48,8	54,1	54,6		50,3	55,2	56,2	
A _g %	37,6	48,9	39,6		45,9	49,9	51,4		42,4	47,1	48,3	
Z %	91,6	92,5	91,6		92,1	88,1	86,2		90,1	89,2	85,9	
Δr	1,09	0,93	1,04	1,00 *	1,05	1,38	1,14	1,24 *	0,97	1,15	1,08	1,09 *
r				0,13				-0,29				-0,12
F				0,502				0,448				0,455
G				0,478				0,488				0,506
H				0,522				0,512				0,494
N				1,894				2,231				2,066

Tabelle 4
Kenndaten des Zugversuches Cu-Blech

sowie Wallace 62,63) Zusammenhänge aufdecken, wobei Wallace sogar postulierte, daß eine völlige Modellähnlichkeit zum Anwendungsfall nicht zu erreichen sei. Hinzuzufügen sei, daß ein willkürlicher Vergleich zwischen Zugversuchs- und Härtewerten einerseits und der Umformbarkeit andererseits verständlicherweise keine derartigen Korrelationen ergeben wird, wie dies beim Vergleich zwischen r- und n-Werten, also umformspezifischen Kennwerten, und dem Kaltformbarkeitsergebnis schon eher zu erwarten ist.

Tabl. Nr. 5												
Cu Zn 37 - Blech												
zur WR	0,5 mm dick				1 mm dick				2 mm dick			
	0°	45°	90°	Mittelwert	0°	45°	90°	Mittelwert	0°	45°	90°	Mittelwert
$R_{p0,2} Nmm^{-2}$	118,8	132,9	128,9		105,4	102,8	100,4		120,7	120,0	120,4	
$R_m Nmm^{-2}$	336,1	335,1	339,3		323,2	304,4	313,5		347,5	345	346	
$R_{p0,2} R_m$	0,35	0,40	0,38		0,33	0,34	0,32		0,35	0,35	0,35	
$K_o kNmm^{-2}$	0,73	0,72	0,75	0,73 *	0,74	0,64	0,72	0,69 *	0,76	0,72	0,73	0,73 *
n	0,487	0,461	0,474	0,471 *	0,534	0,505	0,535	0,520 *	0,491	0,463	0,469	0,471 *
Korrelationskoeffizient	0,9992	0,9996	0,9993	0,9995 *	0,9986	0,9997	0,9997	0,9995 *	0,9994	0,9996	0,9995	0,9995 *
$A_5 \%$	55,4	58,1	52,3		64,8	71,1	68,6		68,6	65,4	65,7	
$A_{10} \%$	52,4	54,7	50,6		59,1	66,8	63,9		62,6	58,2	60,2	
$A_{80} \%$	49,6	51,1	48,3		57,5	66,3	61,7		61,8	57,7	59,6	
$A_g \%$	49,4	51,2	48,9		53,4	62,6	59,2		56,6	51	53,8	
$Z \%$	68,4	68,4	68,0		64,3	63,6	68,8		71,4	71,3	71,1	
r	1,20	1,11	1,27	1,18 *	1,12	1,05	0,82	1,01 *	1,04	1,15	1,08	1,10 *
Δr				0,13				-0,08				-0,09
F				0,429				0,646				0,474
G				0,454				0,472				0,490
H				0,546				0,528				0,510
N				1,863				2,291				2,074

Tabelle 5
Kenndaten des Zugversuches CuZn 37 - Blech

Tabl. Nr. 6												
Mg - Blech												
zur WR	0,71 mm dick											
	0°	45°	90°		0°	45°	90°		0°	45°	90°	
$R_{p0,2} Nmm^{-2}$	90,7	103,1	116,8									
$R_m Nmm^{-2}$	180,2	195,9	218,1									
$R_{p0,2} R_m$	0,50	0,53	0,54									
$K_o kNmm^{-2}$	0,24	0,26	0,28									
n	0,081	0,087	0,073	0,082 *								
Korrelationskoeffizient	0,998	0,996	0,960	0,992 *								
$A_5 \%$	9,2	9,5	12,5									
$A_{10} \%$	8,7	9,2	11,7									
$A_{80} \%$	8,6	8,9	10,7									
$A_g \%$	8,3	8,87	10,5									
$Z \%$	27,1	21,8	24,3									
r	1,21	0,82	8,36	2,80 *								
Δr				3,97								
F				0,066								
G				0,452								
H				0,548								
N				0,941								

Tabelle 6
Kenndaten des Zugversuches Mg-Blech

2.2.2 Diskussion der Ergebnisse der r-Wertbestimmung

Die Ergebnisse der numerischen r-Wertermittlung sind in den Bildern 8 bis 12 und 18 dargestellt. Neben dem Verlauf, abhängig von der Längsdehnung, wurde vereinbarungsgemäß der r-Wert bei $\epsilon = 20 \%$ als Materialkenngröße ermittelt und in den Tab. 1 - 6 angegeben.

Auffällig an den graphischen Darstellungen der Ergebnisse ist zunächst die stetige Abnahme des r-Wertes mit zunehmender Längsdehnung, mit Ausnahme der Werte für das Mg-Blech. Unter Berücksichtigung der Texturausbildung und der Änderung der Orientierung der Hauptgleitsysteme bei Beanspruchung in verschiedenen Richtungen sind an sich drei Steigungen der r-Kurven mit steigendem φ unabhängig vom Werkstoff zu erwarten.

Für Stahlbleche trifft diese Annahme auch zu, wobei u.a. Lilet und Wybo ⁶⁴⁾, Lloyd ⁶⁵⁾, Schneider ⁶⁶⁾ sowie Burns und Heyer ⁶⁷⁾ von konstanten r-Werten bis zur Gleichmaßdehnung berichteten. Über eine Erhöhung von r wird von Schneider ⁶⁶⁾ sowie Jegaden, Voinchet und Roquet ⁶⁸⁾, über einen Abfall von r u.a. von Schneider ⁶⁶⁾, Gologranc ⁶⁹⁾, Liphardt und Vlad ⁷⁰⁾ sowie Lilet und Wybo ⁶⁴⁾ berichtet.

Als Maß für den Widerstand gegen eine Blechdickenabnahme ist der r -Wert einer bestimmten Kornorientierung zugeordnet. Für einen hohen r -Wert ist eine Textur mit überwiegendem Anteil an Körnern erwünscht, deren $\{111\}$ Ebenen parallel zur Blechebene orientiert sind. Diese Oktaederfläche beinhaltet die Hauptgleitrichtung $\langle 111 \rangle$ der krz-Modifikation und die Verformung erfolgt damit vornehmlich aus der Breite heraus. Eine stärkere Kornausrichtung durch höhere Kaltwalzgrade sollte demnach einen höheren r -Wert zur Folge haben. Beim Vergleich der hier untersuchten Blechdicken ist diese Tendenz auch eindeutig zu erkennen. Auch der üblicherweise kleinste Anisotropiewert bei diagonaler Zugbelastung beruhigter Stahlgüten, Bild 9,

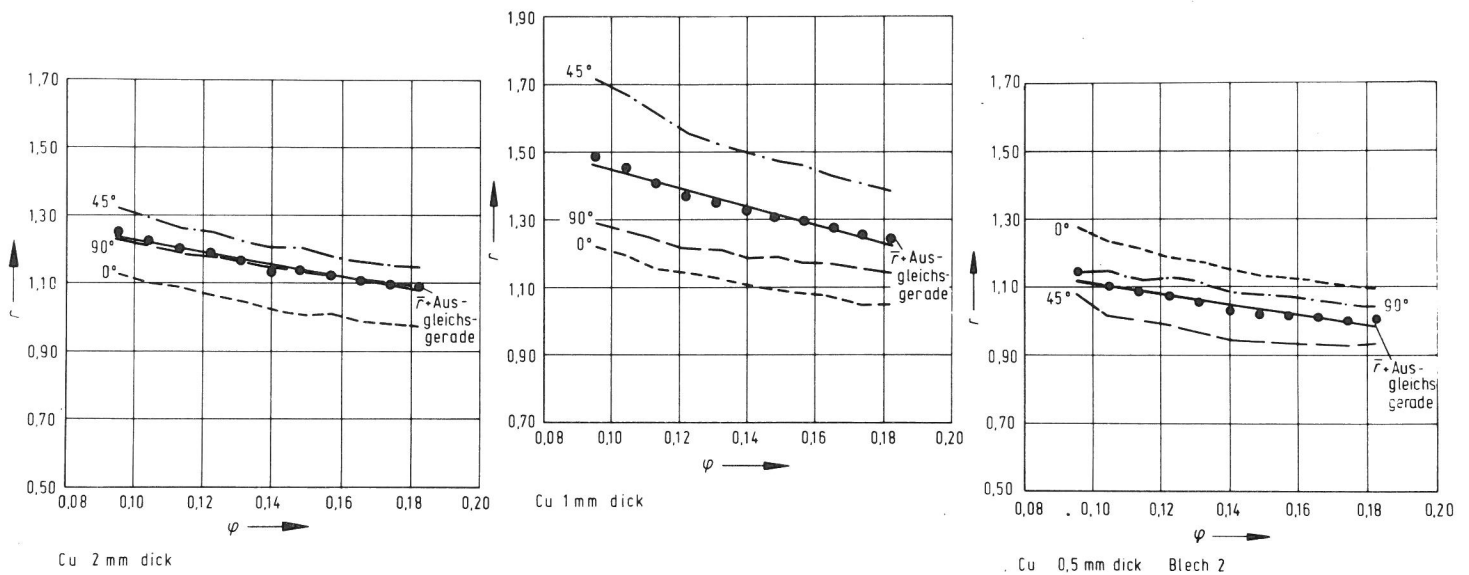


Bild 8
Abhängigkeit des r -Wertes der untersuchten Kupferbleche SF-Cu, DIN 1751, von der Dehnung im Zugversuch unter verschiedenen Winkeln zur WR.

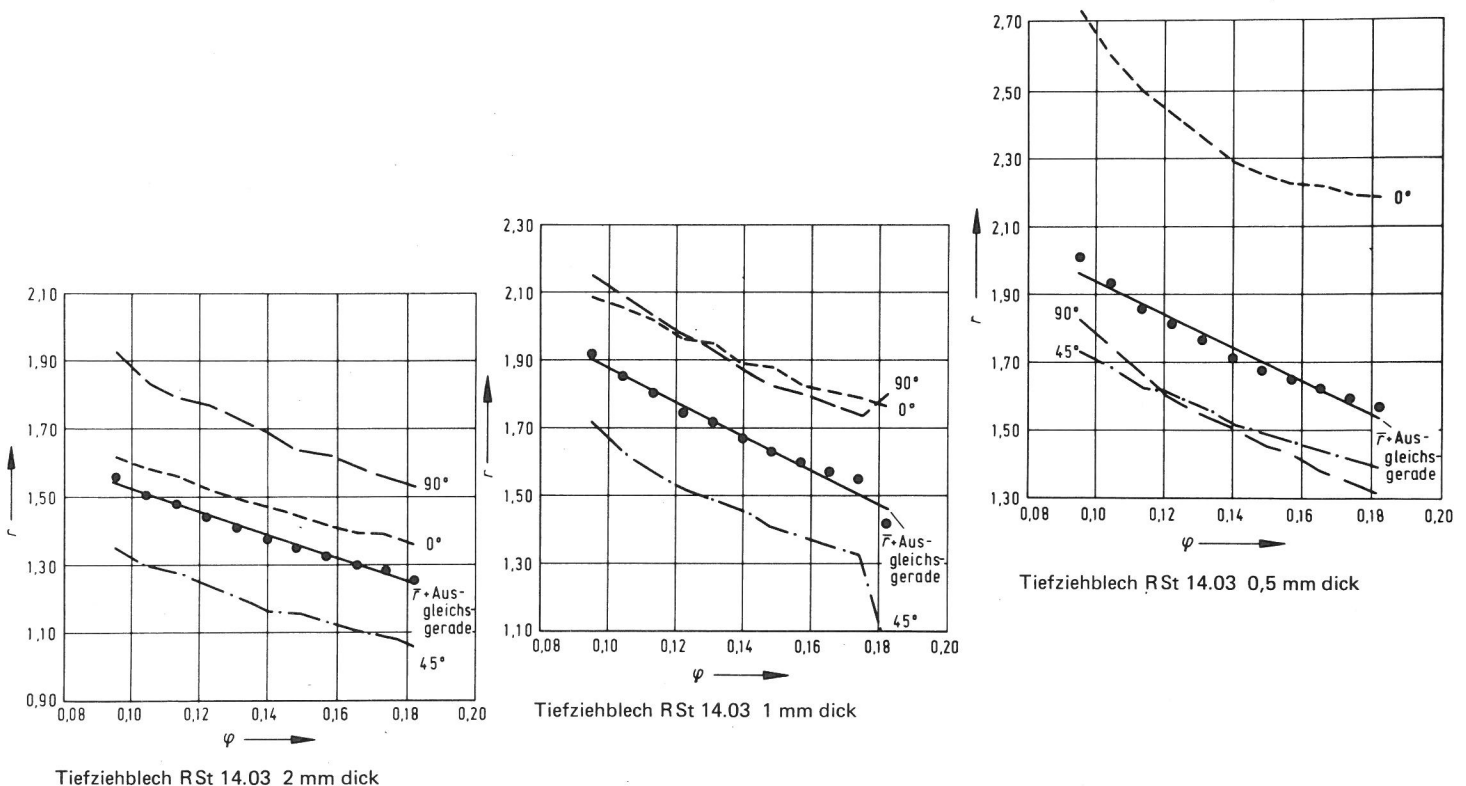


Bild 9
Abhängigkeit des r -Wertes der untersuchten Tiefziehstahlbleche R St 14.03, DIN 1623, von der Dehnung im Zugversuch unter verschiedenen Winkeln zur WR.

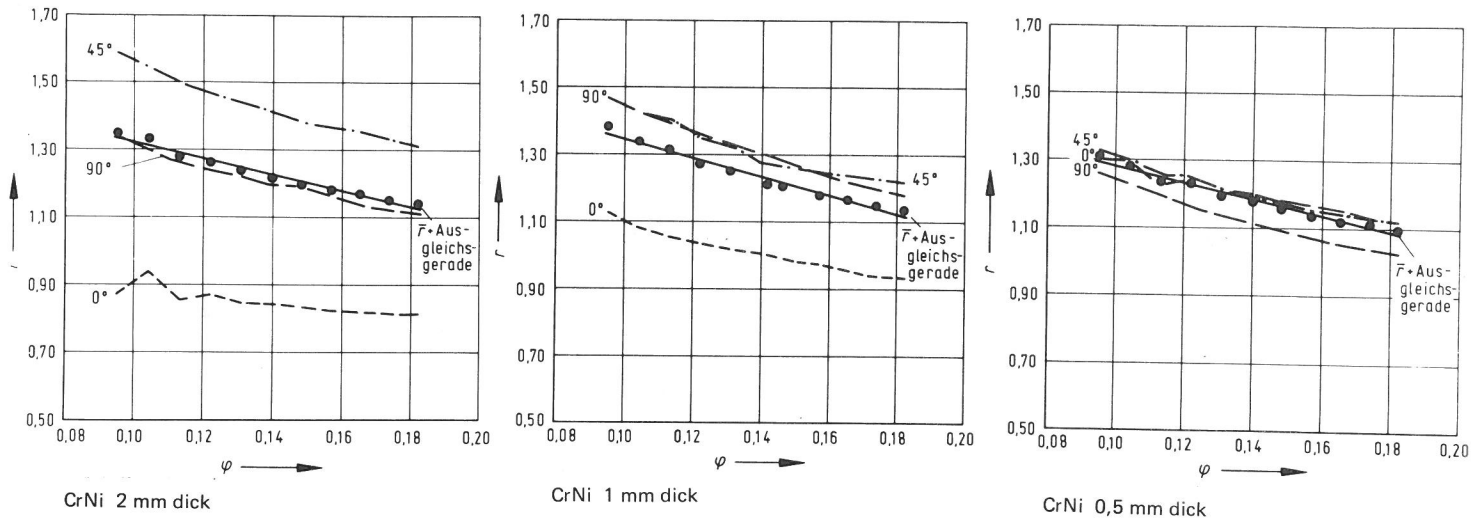


Bild 10
 Abhängigkeit des r -Wertes der untersuchten CrNi-Stahlbleche X 5 CrNi 189, DIN 17 440, von der Dehnung im Zugversuch unter verschiedenen Winkeln zur WR.

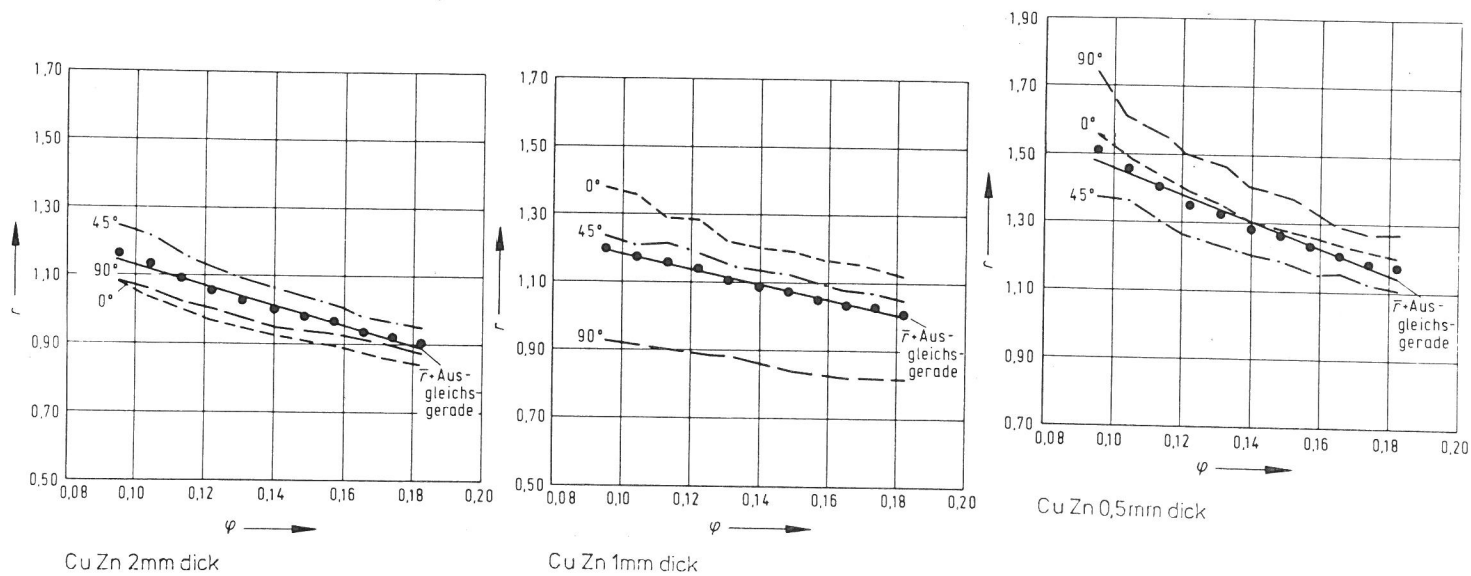
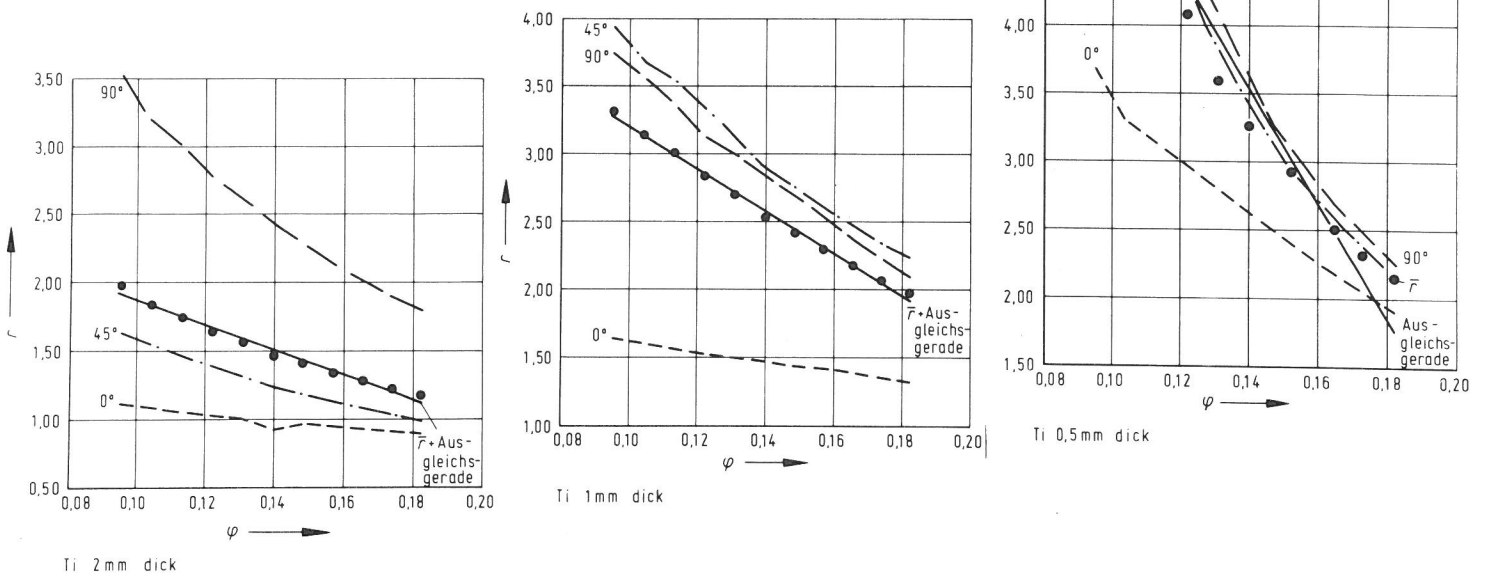


Bild 11
 Abhängigkeit des r -Wertes der untersuchten Messingbleche Cu Zn 37, DIN 1751, von der Dehnung im Zugversuch unter verschiedenen Winkeln zur WR.

ist ausgeprägt. Für unberuhigte Stähle treten die tiefsten r -Werte meistens in WR auf.

Ebenso wie bei ferritischen Tiefziehstahlblechen ist auch bei austenitischem CrNi-Stahl sowie bei verschiedenen NE-Metallblechen die Texturausbildung und deren Änderung während der Umformung für die Änderung von r verantwortlich. Analog zu eigenen Untersuchungen wurden für austenitische CrNi-Bleche, Bild 10, leicht fallende Kurven⁷¹⁾ wie auch solche mit geringer positiver bzw. ohne jede Steigung⁶⁶⁾ gefunden. Typisch sind die stets höchsten Werte für die Diagonalrichtung. Eine deutliche Anhebung der Kurven mit abnehmender Dicke ist hier ebenso wie bei Kupfer, Bild 8, nicht registrierbar. Messing-, Bild 11, und Titanbleche, Bild 12, zeigen diesen Effekt ausgeprägter, wobei Titan durch eine sehr hohe anfängliche Anisotropie gekennzeichnet ist. Bei diesen NE-Metallen ist aber keine Systematik bezüglich der Höhe der Anisotropie bei richtungsabhängiger Verformung erkennbar. Annähernd konstante Kurvenverläufe sind für CuZn und Cu^{66,71)} bekannt. Über die Ermittlung des r -Wertes und die dabei verwendete Probenform bestehen jedoch zum Teil Unklarheiten.

Bild 12
 Abhängigkeit des r - Wertes der untersuchten Titanbleche von der Dehnung im Zugversuch unter verschiedenen Winkeln zur WR.



Bei Titan liegen alle wichtigen Gleitrichtungen in der Basisebene. Liegt diese nun vorwiegend parallel zur Blechebene, so wird der Dickenabnahme ein hoher Widerstand entgegengesetzt. Die beschränkte Gleitmöglichkeit führt bei fortschreitender Verformung jedoch schnell zur Drehung der Ausgangstextur und ein rascher Abfall des r -Wertes ist die Folge. Abnehmende Blechdicke hinterläßt auch hier eine erhöhte Anisotropie.

Zusammenfassend läßt sich sagen, daß durch Untersuchungen an verschiedenen Werkstoffen ein mehr oder minder starker Einfluß des Umformgrades auf den r -Wert feststellbar ist. Die sehr duktilen kfz-Werkstoffe Kupfer, Messing und CrNi-Blech zeigen einen flachen Verlauf des r -Wertes mit zunehmender Dehnung, und die Annahme ist berechtigt, daß ein konstanter Endwert schnell erreicht wird. Weniger duktile Werkstoffe, wie das krz-Tiefziehblech, zeigen eine höhere anfängliche Anisotropie mit starker Richtungsabhängigkeit. Ein stabiler Endwert wird sich erst bei höheren Umformgraden einstellen. Dies ist bei kaum duktilen Werkstoffen wie den hex-Metallen Titan und Magnesium nicht immer zu erwarten. Ein anfänglich sehr hoher r -Wert fällt zwar mit dem Umformgrad sehr stark ab, ein konstanter Endwert wird jedoch wahrscheinlich nicht erreicht, da zuvor zumeist ein Bruch eintritt.

2.2.3 Diskussion der Ergebnisse der n -Wertbestimmung

Die graphische Darstellung der doppeltlogarithmisch aufgetragenen Fließkurven ist den Bildern 13 bis 17 und 19 zu entnehmen; der nach 20 % Dehnung gewonnene n -Wert ist in den Tab. 1 bis 6 wiedergegeben. Der formal abgeleitete n -Wert ist dabei eine gemittelte Größe. In der exakteren Definition ergibt sich der Verfestigungsexponent als Differentialquotient $dk_f/d\varphi$ der Fließkurve. Man

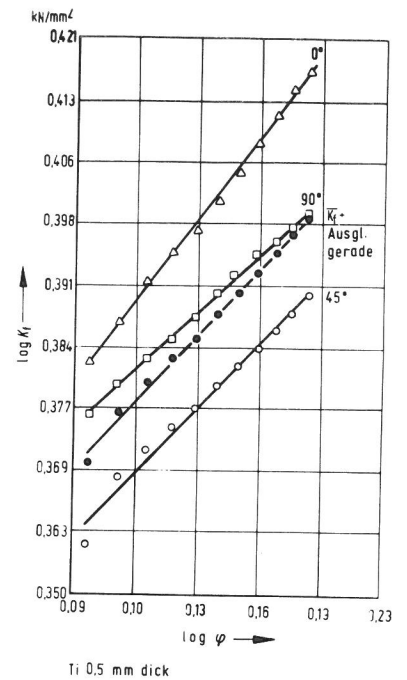
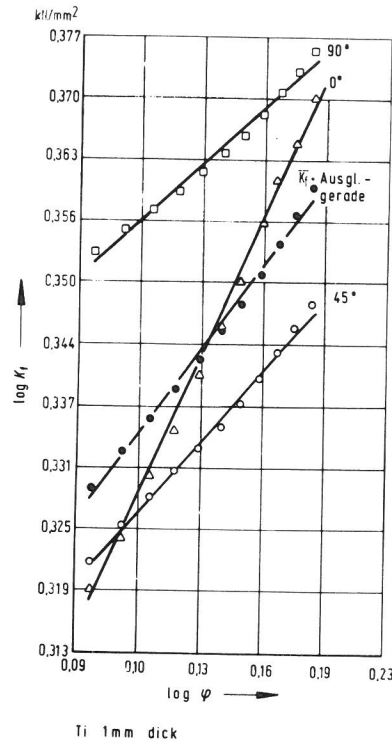
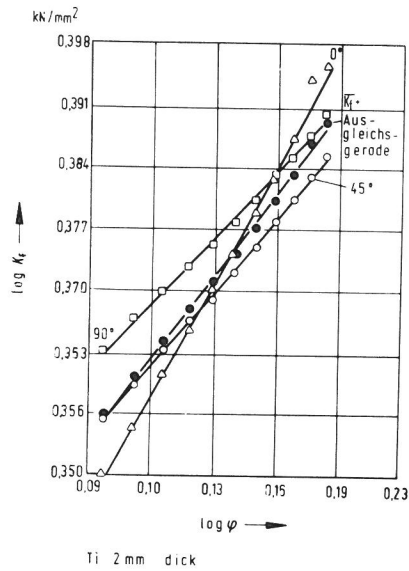


Bild 13
Doppellogarithmische Fließkurven der Titanbleche

beschreibt demnach die Fließkurve eines fiktiven Werkstoffes, wenn der Verfestigungsexponent nicht konstant ist. Durch Vergleich mit der experimentell ermittelten Gleichmaßdehnung könnte man auch versuchen, Aufschluß über die Gültigkeit des empirischen Ansatzes der Fließkurve zu gewinnen.

Von Grundig und Liebig ⁷²⁾ stammt der Vorschlag, die Dehnung bis zur Höchstlast als materialkennzeichnende Größe für das Verfestigungsvermögen zu bestimmen. Eine festgelegte Bezugsformänderung könnte damit entfallen.

Die hier ermittelten n-Werte stellen jedoch die Steigungen der Ausgleichsgeraden im gewählten Formänderungsbereich dar. Aufgrund konstant gehaltener Versuchsbedingungen konnte daher auch kein Aufschluß über den Einfluß der Formänderungsgeschwindigkeit und der Temperatur gewonnen werden, über den in der Literatur z.T. unterschiedliche Angaben vorliegen ^{56,73,74)}. Sowohl ein steigender als auch fallender oder annähernd konstanter Verfestigungsexponent wurde mit zunehmender Formänderungsgeschwindigkeit gefunden.

Die vorher aufgeführten drei Verhaltensweisen hinsichtlich des Verfestigungsexponenten könnten mit dem hier untersuchten stabilisierten austenitischen Blech X5 CrNi 18 9 dargestellt werden. Es ist anzunehmen, daß der n-Wert mit der Verformung bei kleiner Formänderungsgeschwindigkeit stetig steigt ⁷⁵⁾. Bei erhöhtem $\dot{\varphi}$ gleicht das Verfestigungsverhalten dagegen dem eines instabilen austenitischen Werkstoffes, bei dem der metastabile Austenitmischkristall durch die Umformung teilweise in Deformationsmartensit umwandelt. In dieser Untersuchung ist aber eine konstante Steigung der doppellogarithmisch aufgetragenen Fließkurven der CrNi-Bleche, Bild 15, ermittelt worden.

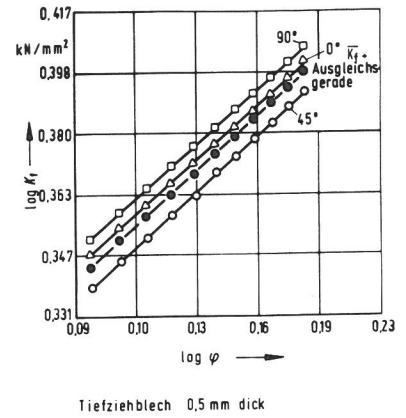
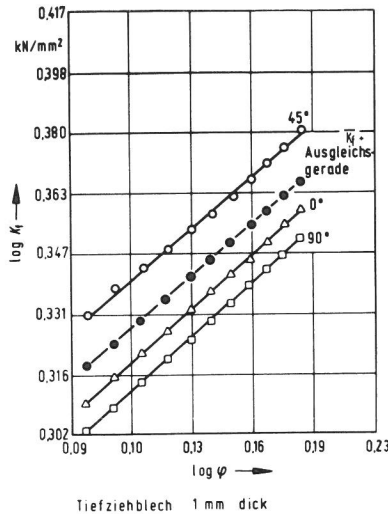
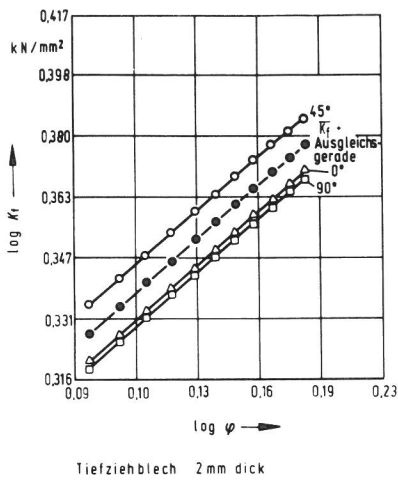


Abb. 14

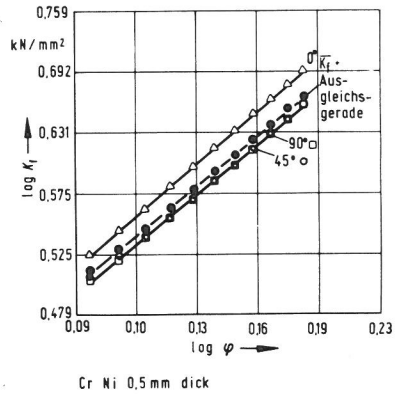
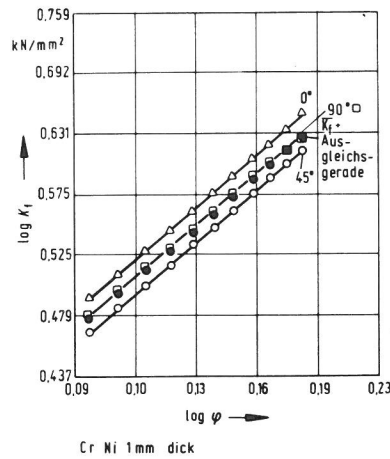
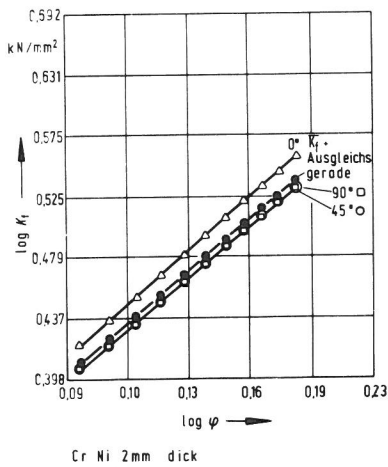
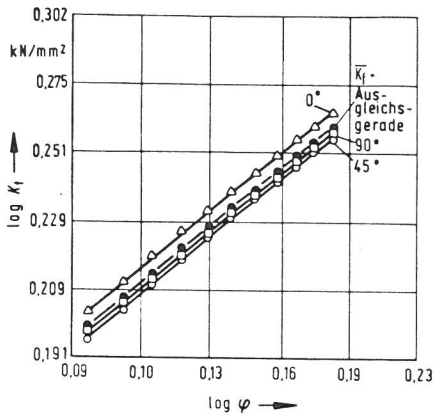


Abb. 15

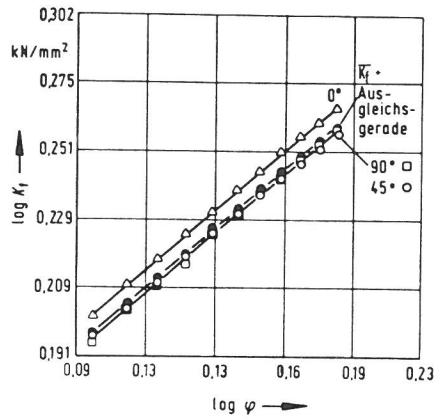
Bild 14 und 15
Doppeltlogarithmische Fließkurven der
Tiefzieh- (Bild 14) und Cr Ni-Bleche
(Bild 15)

Nicht zu vernachlässigen ist in diesem Zusammenhang die Erwärmung der Zugprobe. Neben der geschwindigkeitsbedingten Spannungserhöhung mit steigender Dehngeschwindigkeit³³⁾ treten polytrope Verformungsvorhänge auf, wobei der resultierende Formänderungswiderstand durch mehrere isotherme Formänderungsfestigkeitskurven dargestellt werden kann und der n-Wert insgesamt abnimmt⁷⁶⁾. Diese am Tiefziehstahlblech ermittelte Tatsache bestätigen H. Michel und Mitarbeiter⁷⁷⁾ auch an verschiedenen austenitischen Blechen. Orava⁷⁸⁾ beschrieb den Einfluß erhöhter Dehngeschwindigkeit im Sinne einer Erhöhung der Gleichmaßdehnung und damit des n-Wertes bei kfz und hex. strukturierten Metallen und einen Abfall bei krz Modifikationen. Aufgrund der in der vorliegenden Untersuchung ausgewählten geringen Formänderungsgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ ist beim krz-Tiefziehblech, Bild 14, jedoch ein konstanter n-Wert zu registrieren.

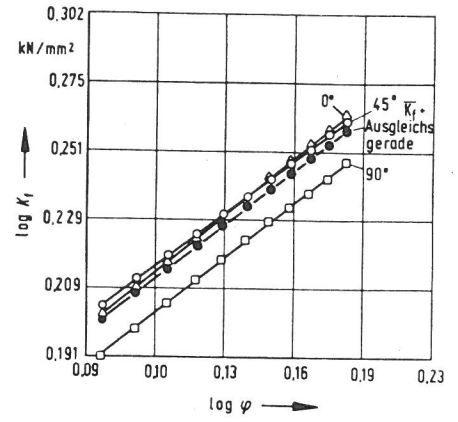
Lassen sich im hier untersuchten Formänderungsbereich die doppeltlogarithmisch dargestellten Fließkurven der kubischen Metalle gut durch Geraden beschreiben, wobei die Fließspannung lediglich von der Beanspruchungsrichtung beeinflusst wird, die Steigungen jedoch keine markanten Unterschiede aufweisen, so ist dies für die hexagonale Modifikation (Ti, Mg), Bild 13, 19, nicht der Fall. Zwar deutet der Korrelationskoeffizient noch einen guten Ausgleich der Kurven an, eine Linearisierung scheint jedoch besonders für Mg-Blech, Bild 19, nicht angebracht.



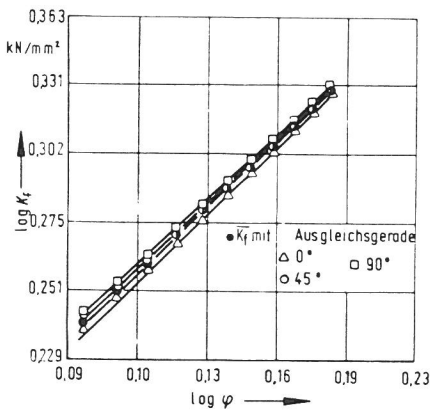
Cu - 2 mm dick
Abb. 16



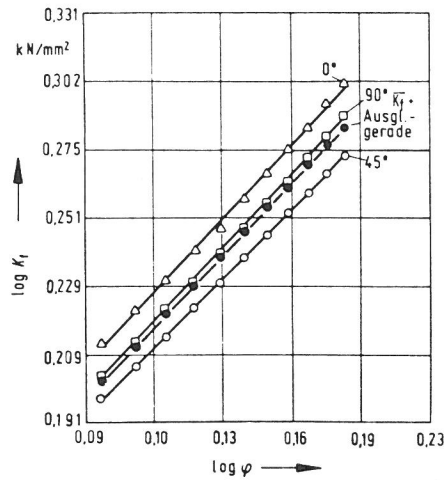
Cu - 1 mm dick



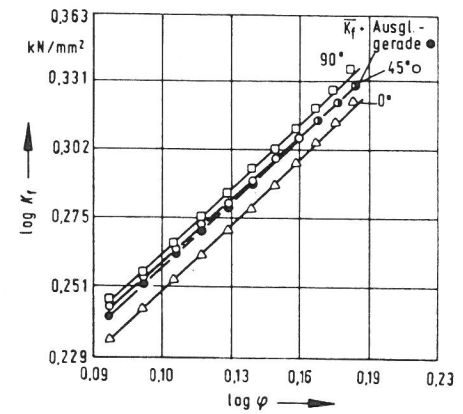
Cu - 0,5 mm dick



Cu Zn - 2 mm dick



Cu Zn - 1 mm dick

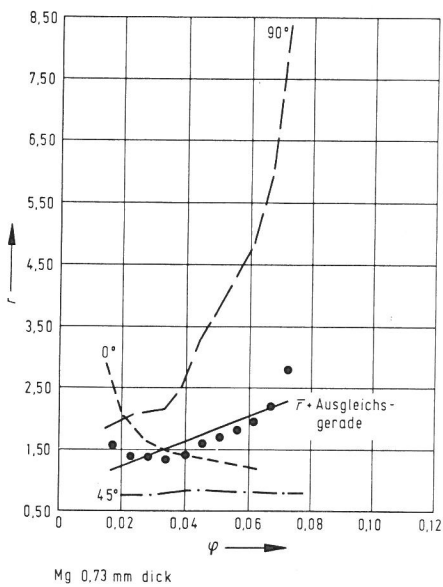


Cu Zn - 0,5 mm dick

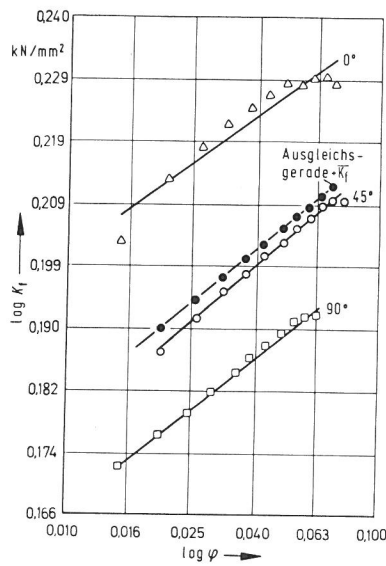
Abb. 17

Bild 16 und 17

Doppellogarithmische Fließkurven der Kupfer- (Bild 16) und Messingbleche (Bild 17)



Mg 0,73 mm dick



Mg 0,73 mm dick

Bild 18 und 19

Abhängigkeit von r -Wert und Formänderungsfestigkeit k_f vom Umformgrad φ beim Magnesiumblech

Die starke Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften bei Titanblechen ist bekannt⁷⁹⁾. Hier fällt besonders die hohe Verfestigung in WR auf. Starke Unterschiede bezüglich der Fließspannung kommen durch veränderte Fertigungsbedingungen zustande, wobei der Sauerstoffgehalt von besonderem Einfluß ist. Die eigene Untersuchung bestätigt für Titan, Bild 13, den bekannten Effekt einer zunehmenden Steigung der Fließkurve mit zunehmender Formänderung⁸⁰⁾.

2.3 Korrelation zwischen den verschiedenen im Zugversuch gewonnenen Kennwerten

Insbesondere für ferritische Feinblechwerkstoffe stellen die senkrechte Anisotropie r und der Verfestigungsexponent n wesentliche Ansatzpunkte bei der Blechentwicklung dar. Daneben können festgestellte Korrelationen wertvolle Hinweise auch auf werkstoffmechanische Zusammenhänge geben.

Bei möglichst ungestörtem Ferritkorn mit hoher Verfestigung gelingt es durch entsprechende Kombinationen von Walz- und Glühbedingungen bei gleicher chemischer Zusammensetzung einen weiten Bereich senkrechter, plastischer Anisotropie r einzustellen. Ausschlaggebend für den r -Wert ist lediglich die Kornorientierung. Liegt die Hauptgleitrichtung parallel zur Blechoberfläche, sind hohe r -Werte die Folge. Speziell für Tiefziehbleche scheint ein hoher r -Wert jedoch nur durch den Walzgrad oder infolge des Vorliegens einer zweiten Phase in feiner Dispersion nach der primären Rekristallisation möglich zu sein. Die Beseitigung der Teilchen der zweiten Phase führt zu einem Kornwachstum, das eine Zunahme der $\{111\}$ und eine Abnahme der $\{100\}$ -Orientierung zur Folge hat. Das Ferritkorn selbst wird in seiner Homogenität beeinflusst, so daß hohe r -Werte hohe n -Werte ausschließen und umgekehrt. Speziell an unberuhigten Tiefziehblechen wurde dieser negativ korrelative Zusammenhang festgestellt^{81,82)}.

Die ferritischen Stahlbleche der eigenen Untersuchung zeigen wie die Titanbleche eine ausgeprägte senkrechte Anisotropie mit steigendem Walzgrad. Ist beim Tiefziehblech (Stahl) der n -Wert nicht texturbeeinflussbar, so liegt bei Titan bereits bei Betrachtung nur eines Bleches in den verschiedenen Richtungen der korrelativ negative Zusammenhang zwischen r und n vor.

Messing mit den höchsten n -Werten im Rahmen dieser Untersuchung zeigt ebenso wie Titan einen breiten Streubereich des Verfestigungsexponentens. Mögliche Analysenunterschiede, aber auch eine Texturabhängigkeit sowohl der r - als auch der n -Werte, mögen bei diesen Cu-haltigen Werkstoffen von Einfluß sein. Aufgrund nicht stark ausgeprägter Anisotropie ist eine Korrelation zwischen r und n richtungsabhängig auch innerhalb eines Bleches weder bei Cu und CuZn noch beim austenitischen Cr-Ni-Stahl festzustellen.

Bei Betrachtung sämtlicher hier untersuchter Blechwerkstoffe ist der korrelative Zusammenhang zwischen r und n mit einem Korrelationskoeffizienten von 0,65 erkennbar, Bild 20a.

Einleuchtend ist auch die Abhängigkeit des Streckgrenzenverhältnisses $R_{p0,2}/R_m$ vom Verfestigungsvermögen, Bild 20b. Werkstoffe mit niedrigem n -Wert zeigen in der Regel ein hohes Streckgrenzenverhältnis bei vermindertem Formänderungsvermögen bis zur plastischen Instabilität.

Der Gesamtheit aller untersuchten Blechwerkstoffe Rechnung tragend konnten weitere Zusammenhänge aus den Zugversuchskennwerten untereinander nicht gewonnen werden. Korrelationskoeffizienten unter 0,5 lassen dabei eine Darstellung als nicht aussagekräftig erscheinen.

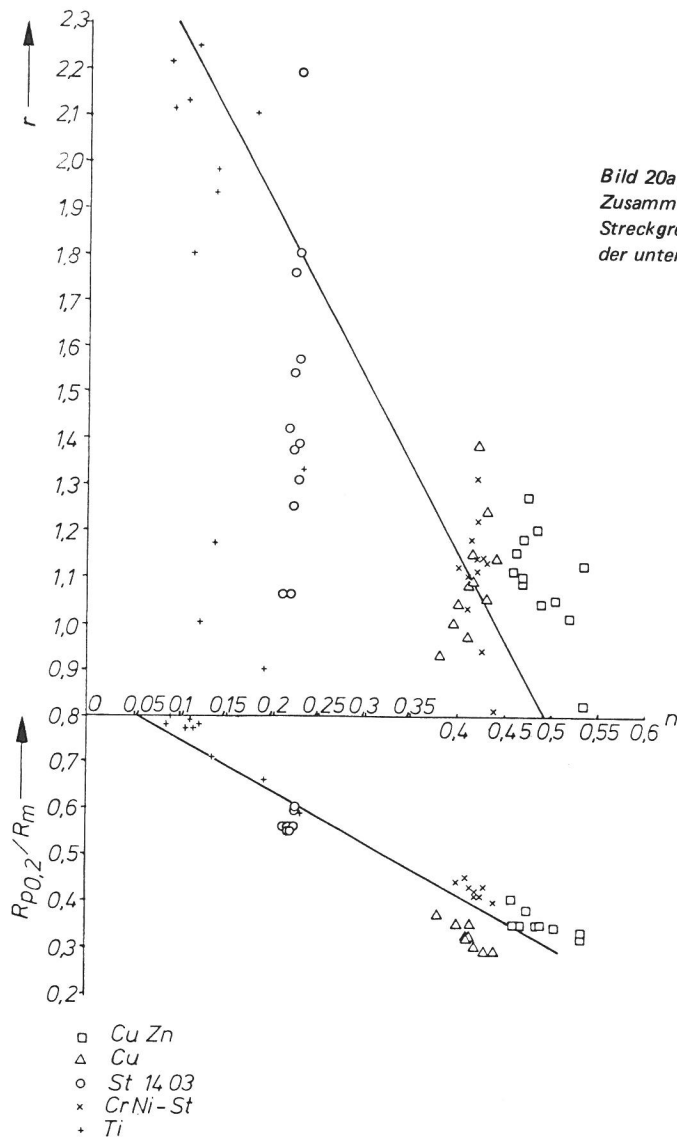


Bild 20a, b
Zusammenhang zwischen der senkrechten Anisotropie r , und dem Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$ vom Verfestigungsvermögen n der untersuchten Blechwerkstoffe

Als Alternative zur tatsächlichen Fließkurve wird sehr oft die Näherung $k_f = k_0 \varphi \varphi_g^n$ herangezogen. Voraussetzung dazu ist eine möglichst genaue Bestimmung der Gleichmaßdehnung φ_g im Zugversuch. Bei flach verlaufendem Lastmaximum ist aber eine genaue Bestimmung von φ_g aus dem Maschinendiagramm sehr problematisch. Daher wurde φ_g entsprechend ⁸³⁾ aus den Bruchdehnungen A_{10} und A_5

$$A_g = 2A_{10} - A_5 \quad (2.23)$$

$$(\varphi_g = 2\varphi_{10} - \varphi_5)$$

ermittelt, wobei dieser Methode eine gute Zuverlässigkeit beigemessen wird ⁸⁴⁾. Bei einem Verhältnis $n/\varphi_g \neq 1$ wird durch den Exponenten φ_g dann nur ein fiktiver Werkstoff beschrieben. Der willkürliche Bestimmungsbereich für n zwischen 10...20 % Dehnung läßt jedoch ohnehin keine Aussage nach Überschreitung dieser Dehnungsmarke zu. Eine Bestimmung der Gleichmaßdehnungen anhand Gl. (2.23) ist bei der Verwendung relativ kurzer Zugproben wegen der dabei auftretenden starken Dehnungsgradienten ebenfalls mit größeren Fehlern verbunden. Bei einer Zugbeanspruchung bis zum Versagen ist es allerdings möglich, die Tendenz aufzuzeigen, nach der sich der n -Wert nach Überschreiten der 20 % Dehnungsmarke verhalten wird, d.h. ob er mit zunehmender weiterer Dehnung fallen oder steigen wird.

Aus Tabelle 7 ersieht man die z.T. erheblichen Differenzen zwischen φ_g und n . Insbesondere beim Titan, aber auch beim Tiefziehstahlblech treten eindeutig

Werkstoff/ Dicke	φ_g			n/φ_g		
	0°	45°	90°	0°	45°	90°
Cu 0,5	0,32	0,40	0,33	1,29	0,96	1,21
1	0,38	0,40	0,41	1,13	1,06	1,07
2	0,35	0,39	0,39	1,18	1,07	1,06
St 0,5	0,31	0,35	0,36	0,72	0,65	0,62
1	0,36	0,33	0,36	0,61	0,64	0,63
2	0,31	0,29	0,29	0,71	0,75	0,76
CuZn 0,5	0,40	0,41	0,40	1,22	1,12	1,19
1	0,43	0,49	0,46	1,24	1,03	1,16
2	0,45	0,41	0,43	1,09	1,13	1,09
Ti 0,5	0,33	0,28	0,29	0,40	0,38	0,30
1	0,39	0,38	0,24	0,59	0,30	0,38
2	0,31	0,28	0,26	0,61	0,43	0,42
Cr Ni 0,5	0,51	0,53	0,53	0,84	0,76	0,77
1	0,46	0,48	0,49	0,93	0,88	0,85
2	0,43	0,47	0,48	1,02	0,89	0,88

Tabelle 7

Vergleich zwischen den Verfestigungsexponenten n aus den Zugversuchen und der Gleichmaßdehnung φ_g entsprechend Gl. [2.23]

Verhältnisse $n/\varphi_g < 1$ auf. Bei der Berechnung von Grenzformänderungen φ_1^* und φ_1^{**} bei Einsetzen der lokalisierten und diffusen Einschnürung, bei der n direkt proportional der zu ermittelnden Formänderung ist, verlaufen die berechneten Kurven dann auch deutlich unterhalb der experimentell ermittelten (Kap. 3.2.2.3.1). Bei Cu und CuZn ist dagegen mit $n/\varphi_g > 1$ besonders die diffuse Grenzformänderung im Bereich $\alpha > 0,5$ über der experimentell ermittelten. CrNi-Blech zeigt annähernd Übereinstimmung der theoretischen und experimentellen Grenzformänderungen, wobei n/φ_g nur geringfügig kleiner als 1 ist.

Grundsätzlich kann demnach nicht entschieden werden, welcher Kennwert, n oder φ_g , zur Berechnung lokalisierter bzw. diffuser Grenzdehnungen, d.h. der Formänderungen bis zum Beginn einer diffusen oder lokalisierten Einschnürungsausbildung, der zweckmäßigere ist, wobei dem n -Wert aber ein größeres Gewicht beigemessen werden muß. Eine bessere Annäherung der Fließkurve als hier durch das Potenzgesetz nach Ludwik sowie eine Bestimmung von n bzw. φ_g im Spannungsbereich $0 \leq \alpha \leq 1$ sollten bessere Ergebnisse erwarten lassen. Versuche mit dieser Zielrichtung sind unternommen worden. Insbesondere wird dabei eine Vorverformung φ_0 und der Einfluß der Formänderungsgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ berücksichtigt.

3. Umformung mit starrem Werkzeug

3.1 Versuchsdurchführung

3.1.1 Probenform

Wurden zur Ermittlung der Zugversuchskenndaten die Proben ganz bestimmten Stellen der Blechtafeln entnommen, so war dies für die größeren Umformzuschnitte nicht möglich. Die verschiedenen Spannungszustände werden durch besondere Zuschnittkonturen eingestellt, Bild 21. Die mehr oder weniger taillierte Form bis hin zur Ronde sollte ein vorzeitiges Versagen am Ziehradius der Matrize vermeiden. Insbesondere bei schmalen Proben mit parallelen Kanten und relativ kleinem Verhältnis von Matrizen- zu Stempeldurchmesser ist die dort überlagerte Biegung kritisch. Überdies liegt im Klemmbereich ebene Dehnung mit tangentialer Dehnungsbehinderung vor.

Mit einer Standardprobenreihe lassen sich weite Bereiche der Grenzform-

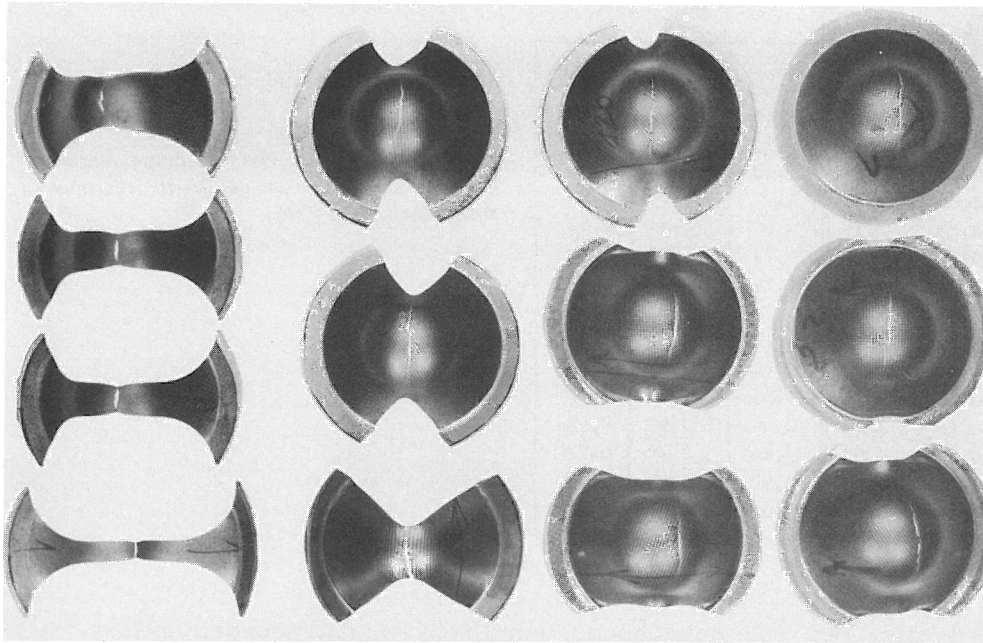


Bild 21
Verformte Blechzuschnitte zur Ermittlung einer Grenzformänderungskurve

änderungskurve ermitteln. Bei ausgeprägter Neigung zur Breitenformänderung liegen die Verformungsmeßwerte schmaler Proben überwiegend links im Grenzformänderungsdiagramm. Zur lückenlosen Ermittlung der Grenzformänderungskurve ist daher eine gezielte Probenherstellung unbedingt notwendig.

3.1.2 Meßraster

Zum Ausmessen der Formänderungen auf der Oberfläche wurden Meßraster aus sich überschneidenden Kreisen mit 2,05 mm Durchmesser aufgebracht. Hierzu wurde ein elektrolytisches Ätzverfahren*) angewendet. Nachdem dieses Verfahren zur Markierung von Titan versagte, wurden die Meßraster durch Siebdruck aufgebracht. Auf nicht beanspruchten Flächen besitzt diese Beschichtung bedeutende Vorteile:

- keine Korrosion und Veränderung der Oberfläche
- großer Kontrast durch Farbwahl
- feinere Strichstärke
- sauberes und schnelles Verfahren.

Die Haftung der Farbe während des gesamten Umformprozesses ist gewährleistet, wenn das Raster direkt vor der Verarbeitung mit farblosem Lack**) fixiert wird.

3.1.3 Schmierung und Reibungsverhältnisse

Nicht definitiv beschreibbar sind die Reibungsverhältnisse bei der Umformung der verschiedenen Zuschnitte über einem starren Stempel. Die einzige konstante Größe stellt dabei das jeweils gewählte Schmiermittel dar.

*) Fa. Erichsen

**) A-Film, Fa. Alfac

Im vorliegenden Fall wurden auf den kugeligen Stempel zunächst 4 Teflonfolien, je 0,25 mm dick, gelegt. Diese wurden vorher beidseitig mit flüssigem Teflon bestrichen und das Blech selbst mit einer Mischung aus Teflon und MoS₂ besprüht. Je nach Stempelweg erfolgte ein 3 bis 4-maliger Austausch der Folien bei der Umformung eines Zuschnitts. MoS₂ wurde ebenfalls jedesmal wieder aufgebracht.

Die Reibungsverhältnisse und damit eventuelle Verformungsbehinderungen variieren an einem Umformteil beträchtlich. Bekannterweise ist der Reibungskoeffizient bei konstanten Schmierbedingungen im wesentlichen von folgenden Einflußgrößen abhängig:

- Blechwerkstoff und Oberflächenqualität
- Temperatur
- Flächenpressung
- Relativgeschwindigkeit der Oberflächen von Blech und Werkzeug
- Werkzeugmaterial und -oberfläche
- Werkzeugausbildung.

Bereits die Betrachtung von Geschwindigkeit und Flächenpressung läßt den Schluß zu, daß bei Verwendung von Teflon im Bereich der größten Verformungen auch der kleinste Reibungskoeffizient μ vorliegt. An der Kuppe wird die hohe Flächenpressung eine Senkung von μ bewirken, da mit zunehmender Flächenpressung der Reibungskoeffizient bekanntlicherweise verringert wird. Da sich die großen Verformungen ebenfalls nur im Bereich der Kuppe konzentrieren, sinkt μ ebenfalls mit zunehmendem $\dot{\psi}_V$.

Quantitative Aussagen können bei derartig komplexen Reibungsverhältnissen ohnehin nicht gemacht werden. Zu berücksichtigen ist weiterhin, daß bei der Verformung unterschiedlicher Werkstoffe bei gleicher Schmierung verschiedene Reibungskoeffizienten vorliegen können. Im Zusammenhang damit steht auch die Wärmeleitfähigkeit des Schmiermittels, die einen nicht unerheblichen Anteil bei der Ausbildung von Instabilitäten durch verformungsbedingte Temperaturerhöhung haben kann.

Für eine weitgehend symmetrische Formänderungsverteilung galt die Bedingung: die Versagensstelle muß möglichst am Pol der Kuppe liegen. Durch die gewählte Schmiermittelkombination konnte das durchweg erreicht werden.

3.1.4 Umformeinrichtung

Für die Umformung der Blechabschnitte stand eine umgebaute elektro-hydraulische Blechprüfmaschine*) zur Verfügung. Wesentlich erhöht wurde der Niederhalterdruck, wobei die Klemmringe mit Bremswulst und -nut sowie gerändelter Oberfläche ausgestattet wurden. Der Matrizendurchmesser betrug 120 mm mit 4 mm Einlaufradius und einem Kugeldurchmesser von 80 mm. Die Arbeitsgeschwindigkeit des Stempels lag konstant bei ca. 100 mm · min⁻¹, wodurch sich insbesondere gegen Ende des Versuchs die Verformungsgeschwindigkeit merklich erhöht. Temperaturerhöhungen von 30 bis 40 K waren bei allen geprüften Werkstoffen zu registrieren. Die Umformkraft durchläuft während des Versuchs ein Maximum. Kurz danach erfolgt die Rißbildung. Der Versuch wurde manuell abgebrochen, um eine Rißaufweitung zu vermeiden. Zur Auswertung gelangten die Versuchskörper, bei denen der Riß durch die Mitte mindestens einer der Rasterteilungen (Ellipsen) im Bereich der Kuppe lief.

*) Roell & Korthaus

3.1.5 Ausmessen des Rasters

Die infolge der großen Anzahl von verformten Zuschnitten angefallenen Daten wurden rechnergestützt ausgewertet. Dazu war es notwendig, einen für diese Aufgabe speziellen Meßstand zu entwickeln, Bild 22:

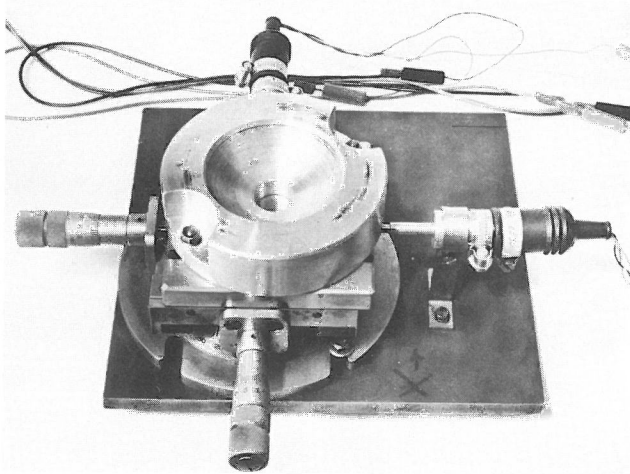


Bild 22
Meßtisch mit induktiven Wegaufnehmern

An einen X-Y-Meßtisch herkömmlicher Art sind zwei induktive Wegaufnehmer - Differentialtransformatoren mit integrierter Elektronik - angebracht. Diese werden von einem Gleichspannungsnetzgerät versorgt. Die Ortskoordinaten der Wegaufnehmer werden von zwei digitalen Kontrollvoltmetern angezeigt. Der gebeulte Zuschnitt befindet sich festgeklemmt auf einem speziell angefertigten Dreh-Schwenktisch, der selbst fest mit einem Meßtisch verbunden ist. Das Raster wird durch ein Stereo-Zoom-Mikroskop beobachtet. Dabei wird das Strichkreuz durch die Meßspindeln auf die Konturen der Ellipse eingestellt. Gemessen wird jeweils die Sehne des zugehörigen Verformungskreisbogens. Bei einem vorgegebenen Krümmungsradius $\rho = 40$ mm ergibt eine Kreisbogenlänge $l = 3,492$ mm bei einer Dehnung von $\varepsilon = 70,3$ % entsprechend einem Zentriwinkel von 5° eine Sehnenlänge $a = 3,488$ mm. Der auftretende Fehler bei der Bestimmung der Sehne liegt somit im Bereich kleiner 0,5 %. Weiterhin muß die Sehnenlänge senkrecht vermessen werden. Durch Verstellung der Brennweite und somit veränderter Schärfentiefe lassen sich die Ellipsenkonturen scharf einstellen, und die Rechtwinkligkeit zur Beobachtungsachse ist damit annähernd gewährleistet; hierbei können sich Fehler um 1 % ergeben. Die Unsicherheit der Gesamtmessung bei Berücksichtigung aller Beobachtungsfehler liegt im Bereich kleiner als 5 %.

Die von den Wegaufnehmern gelieferten Signale werden in einer Datenerfassungsanlage, Bild 23 und 24, zur Kodierung einem 10-Kanal-Meßstellenumschalter zugeführt und gelangen über einen Digital-Analog-Umsetzer, einen Parallelserienumschalter mit Steuereinheit, zu einer Lochstanze. Der programmgerechte Streifen wird im Rechner verarbeitet. Man erhält dann neben dem Datenausdruck sofort die ermittelten Grenzformänderungsdiagramme.

Zur Aufstellung einer Grenzformänderungskurve werden zwei Kriterien herangezogen: das Einsetzen einer lokalisierten Einschnürung und der Bruch. Der praktische Nutzen einer Grenzformänderungskurve, die nach dem Kriterium des Bruches ermittelt ist, ist für die Blechverarbeitung gering, da verformte Teile mit sichtbaren lokalisierten Einschnürungen bereits als Ausschuß gelten. Der Beginn einer lokalisierten Einschnürung ist andererseits nicht einfach festzulegen. Um jedoch zu vergleichbaren Aussagen zu kommen, wurde für den Beginn der lokalisierten Einschnürung die Dehnung der der Bruchellipse benachbarten herangezogen⁸⁵⁾. Diese bereits von Veermann²¹⁾ vorgeschlagene Methode wurde von anderen Autoren^{35,76,86)} für Meßkreisdurch-

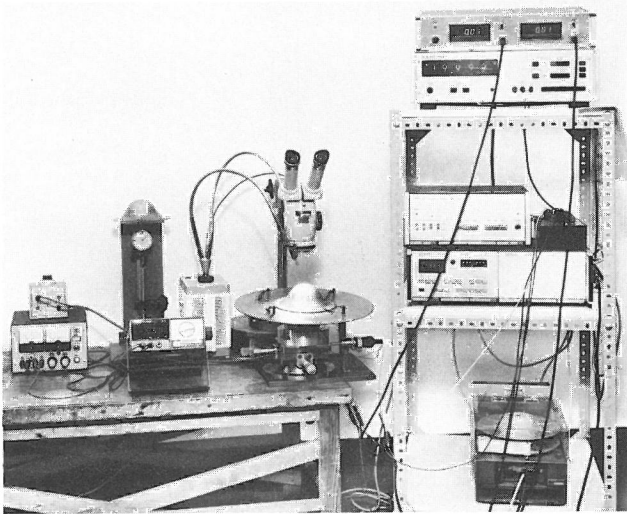


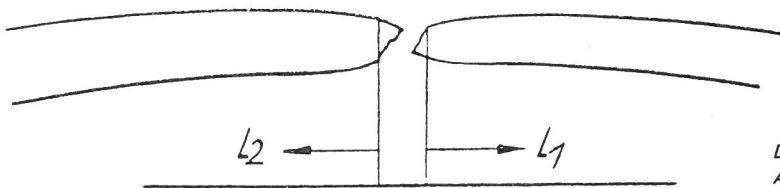
Bild 23
Datenerfassungsanlage zur Ermittlung einer Grenzformänderungskurve

messer von 2 mm als kennzeichnend für den Einschnürungsbeginn bestätigt. Daneben wird eine durch den Bruch mittig geteilte Ellipse zur Bestimmung der Bruchformänderung herangezogen.

3.2 Auswertung der Umformversuche

3.2.1 Dickenformänderung und Kennzeichnung der Einschnürungskontur

In den Bildern 25 bis 29 sind die Dickenformänderungen der untersuchten Blechwerkstoffe über dem Abstand l_1 bzw. l_2 beiderseits von der Bruchstelle bei einer Hauptformänderung in Walzrichtung bis zum duktilen Bruch dargestellt. Die Bruchfläche war grundsätzlich 45° zur Blechoberfläche geneigt, was auf einen Schubspannungsbruch hinweist. Zum Ausmessen wurde das entsprechende Teil aus dem Umformkörper herausgesägt und in Gießharz eingebettet. Die auszumessende Fläche wurde senkrecht zum Riß und zur Blechoberfläche ange-schliffen. Die Dickenmessung erfolgte mittels der in einem Kleinlasthärteprüfer eingebauten Meßapparatur; der randscharfe Schliff konnte dabei auf $1 \mu\text{m}$ genau vermessen werden.



Die Ausmessung der Blechdicke erfolgte symmetrisch; Ausgangspunkte sind die Bruchkanten

Zunächst ist deutlich erkennbar, Bild 25 bis 29, daß die Formänderung φ_3^* im Bereich der diffusen Einschnürung mit steigendem Spannungsverhältnis α zunimmt und erwartungsgemäß nur kleine Formänderungsgradienten aufweist. Die lokalisierte Einschnürung verläuft dagegen werkstoff- und α -abhängig mit mehr oder weniger stark ausgeprägter Zunahme von φ_3 zur Bruchstelle hin. Berücksichtigt man nun die zugeordneten Längenzunahmen der Rasterteilungen, so wird die Gültigkeit der Annahme bestätigt, daß die Grenzformänderung bei Einsetzen einer lokalisierten Einschnürung durch die jeweils erste Nebenbruchellipse brauchbar zu kennzeichnen ist. Die Dickenänderung verläuft nicht immer exakt symmetrisch zum Bruch. Aufgrund von Werkstoff- und Verformungsinhomogenitäten ist das auch nicht zu erwarten. Insbesondere dünne

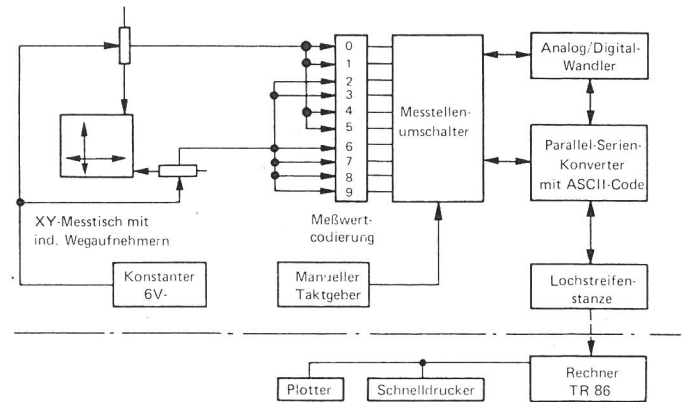


Bild 24
OFF-LINE-Messanlage zur Ermittlung von Grenzformänderungskurven

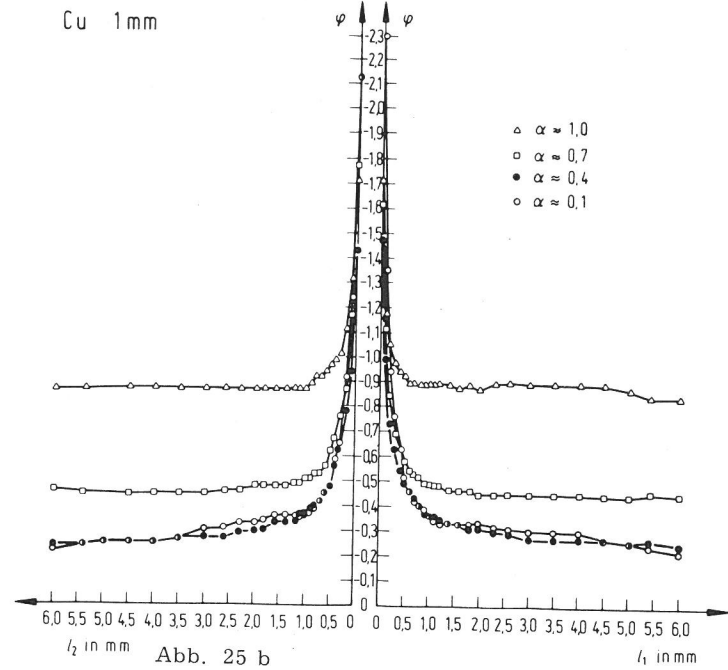
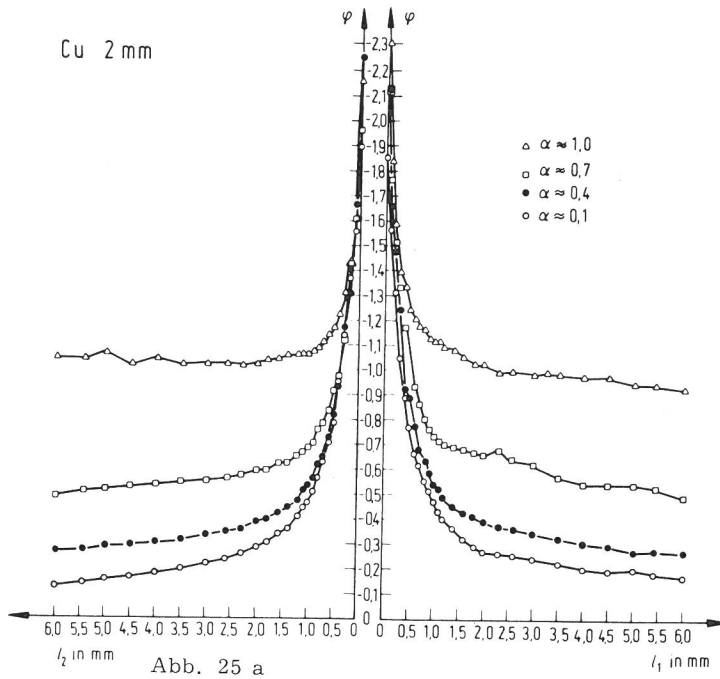


Bild 25 a und b
 Dickenformänderung φ_3 im Abstand vom Bruch bei verschiedenen
 Spannungsverhältnissen α der 1 und 2 mm dicken Kupferbleche

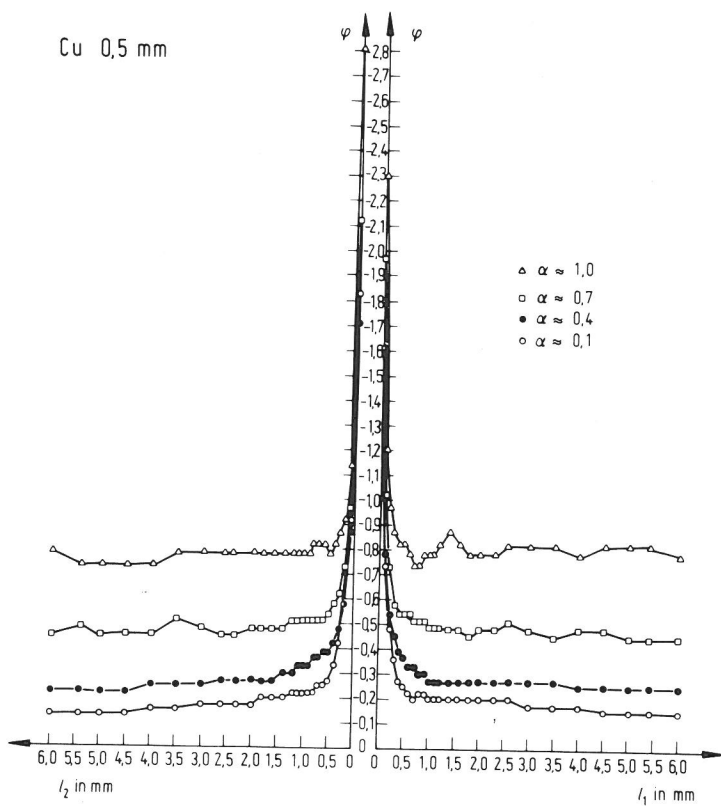


Bild 25 c
 Dickenformänderung φ_3 im Abstand vom Bruch bei verschiedenen
 Spannungsverhältnissen α des 0,5 mm dicken Kupferbleches

Abb. 25 c

Bleche zeigen größere Querschnittsschwankungen. Zum einen liegen bei diesen in der Regel eine größere Anisotropie durch mehrere Kaltwalzstiche vor, zum anderen nähert sich die Blechdicke dem Korndurchmesser. Die lokalisierten Einschnürbereiche sind bei dünnen Blechen grundsätzlich schmaler als bei dickeren. Auch die Größe der Formänderungen im diffusen Einschnürbereich ist eindeutig dickenabhängig. Diese Gesetzmäßigkeiten werden durch die plastomechanischen Ansätze nicht beschrieben.

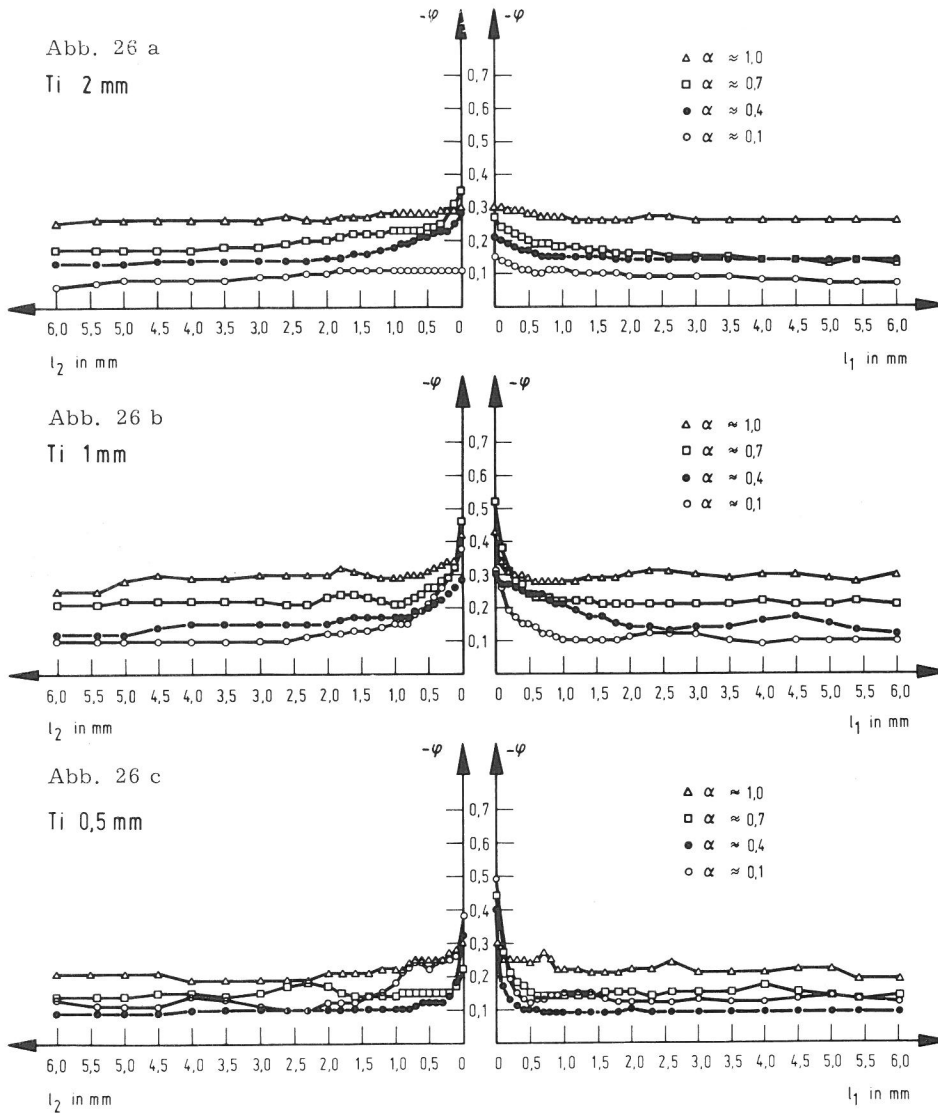


Bild 26
 Dickenformänderung φ_3 im Abstand vom Bruch bei verschiedenen
 Spannungsverhältnissen α der 0,5; 1 und 2 mm dicken Titanbleche

Die unterschiedlichen Gittermodifikationen und die damit verbundenen Gleitmechanismen lassen hinsichtlich der Dickenformänderung keinen Einfluß erkennen. Auffällig niedrig liegen die Dickenformänderungen erwartungsgemäß bei Titan, Bild 26. Dieser Werkstoff hat sich aufgrund des hohen r -Wertes und der geringen Anzahl von Gleitsystemen in Dickenrichtung bevorzugt aus der Breite verformt. Die geringe Neigung auch zur Ausbildung der lokalisierten Einschnürung kann ebenfalls durch den r -Wert und die begrenzten Gleitsysteme gefördert werden. Im Spannungsbereich $\alpha > 0,5$ kommt das der Vorstellung entgegen, daß hohe r -Werte kleine lokale Verformungsanteile an der Gesamtformänderung bewirken, wobei diese Betrachtung jedoch voraussetzt, daß die Versagensdehnung sowohl diffuse als auch lokale Anteile enthält. Auch quantitativ kommen diese Beobachtungen den theoretischen Ansätzen (Abschnitt 3.2.2.3) entgegen, nach denen zunehmende Formänderungen bis zur diffusen und abnehmende bis zur lokalisierten Instabilität mit steigendem α zu erwarten sind. Beim Spannungsverhältnis $\alpha = 1$ ergeben hohe n - und r -Werte eine fast ausschließlich diffuse Formänderung. Dies ist bei CrNi-, Bild 28, Ti-, Bild 26, und CuZn-Blechen, Bild 29, insbesondere zu erkennen. Nicht bekannte Änderungen der mechanischen Eigenschaften im Verlauf der Umformung lassen diesbezüglich nur tendenzielle Aussagen zum Grenzformänderungsverhalten bei den hier betrachteten Spannungsverhältnissen zu.

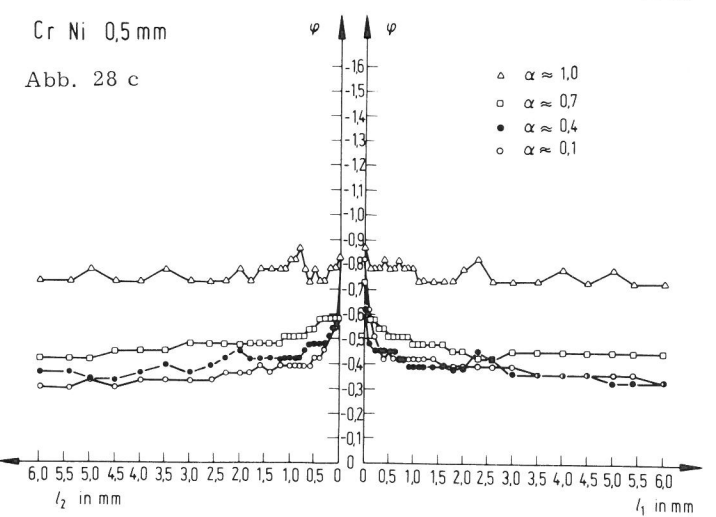
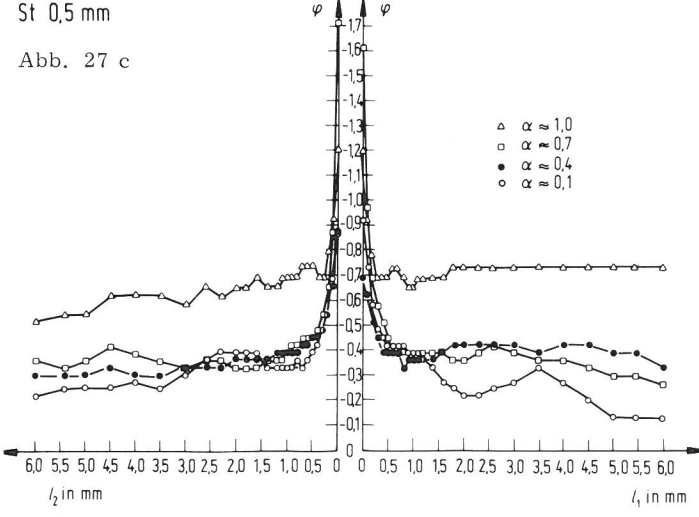
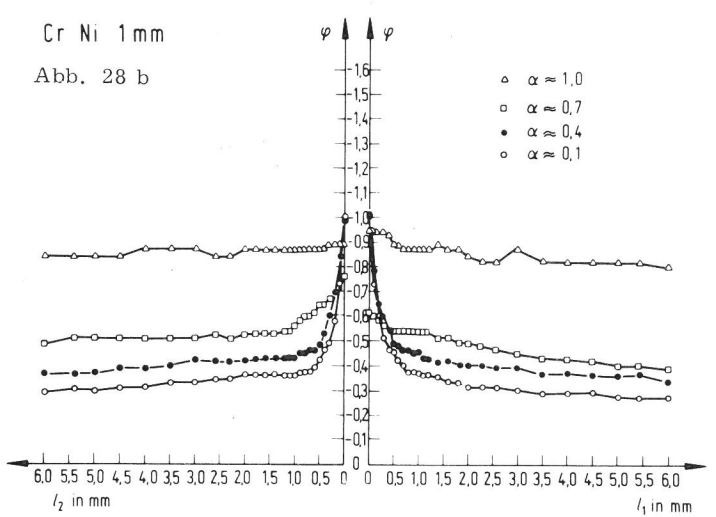
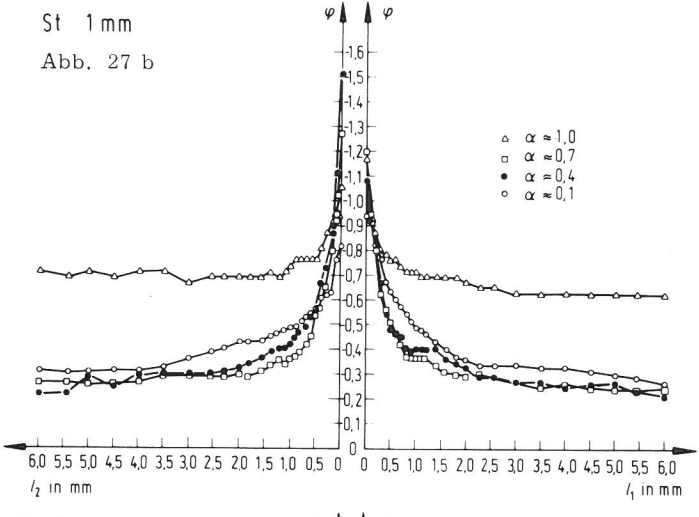
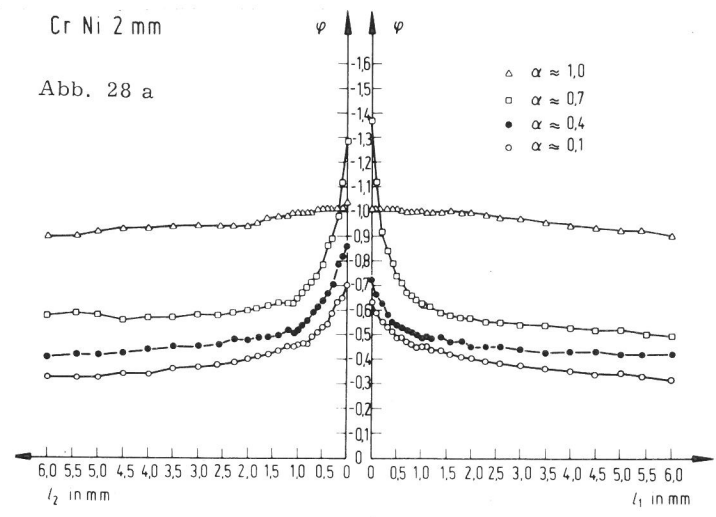
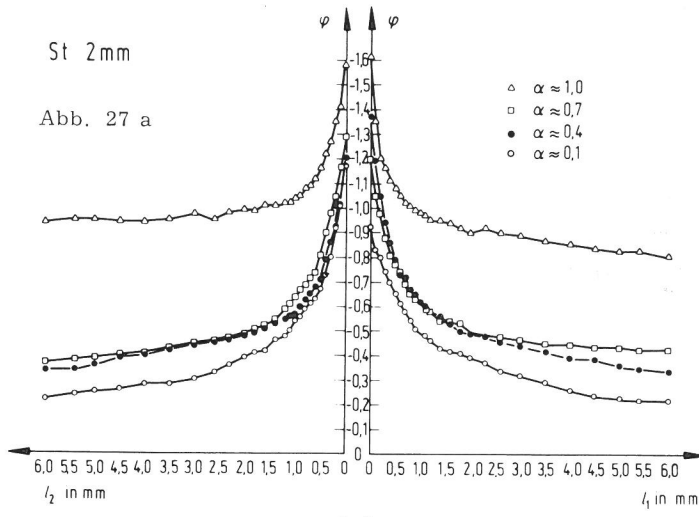


Bild 27
Dickenformänderung φ_3 im Abstand vom Bruch bei verschiedenen Spannungsverhältnissen α der 0,5; 1 und 2 mm dicken Stahlbleche

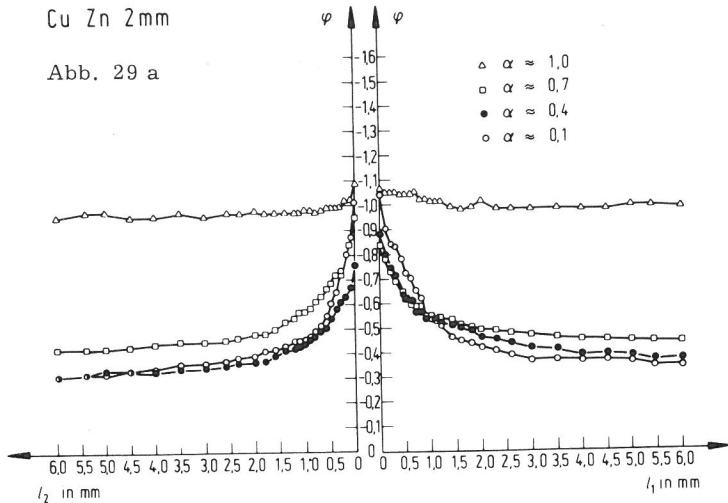
Bild 28
Dickenformänderung φ_3 im Abstand vom Bruch bei verschiedenen Spannungsverhältnissen α der 0,5; 1 und 2 mm dicken austenitischen Cr Ni-Stahlbleche

Auf die Auswertung der umgeformten Magnesiumzuschnitte wurde aufgrund der nur geringen Formänderungen verzichtet.

Um die bei den verschiedenen Spannungsverhältnissen erzielten Dickenformänderungen vergleichbar zu machen, wurde eine Verhältniszahl ψ eingeführt. Sie gilt als Maß für die stattgefundene lokale Einschnürverformung. Es ist nicht möglich, eine exakte Grenze zwischen diffuser und lokaler Einschnürung zu ziehen, bzw. die Ausdehnung der lokalen Instabilitätsstelle anzugeben, die

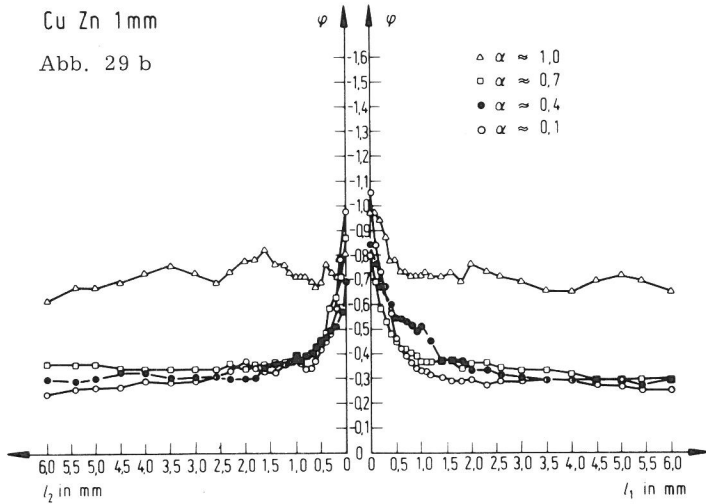
Cu Zn 2mm

Abb. 29 a



Cu Zn 1mm

Abb. 29 b



Cu Zn 0,5mm

Abb. 29 c

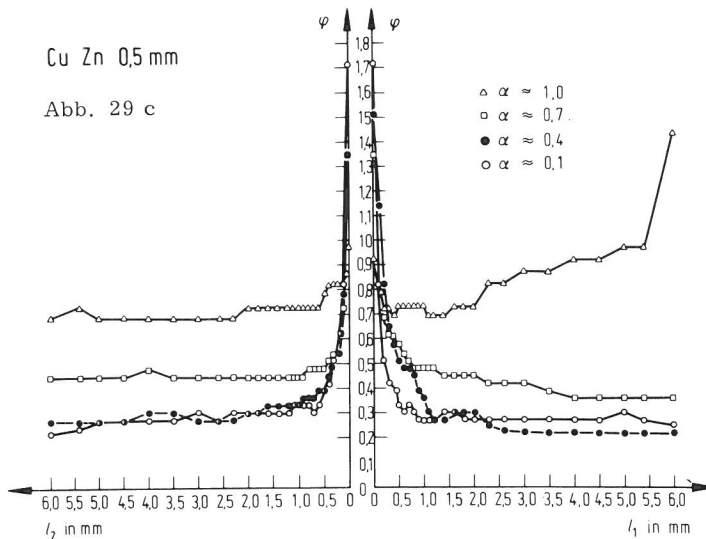


Bild 29

Dickenformänderung φ_3 im Abstand vom Bruch bei verschiedenen Spannungsverhältnissen α der 0,5; 1 und 2 mm dicken Messingbleche Cu Zn 37

wiederum von der Blechdicke abhängig sein kann. Daher werden zwei Dickenmessungen durchgeführt, und zwar eine an der Bruchkante (φ_3^{**}), die andere in einem Abstand entsprechend der ursprünglichen Blechdicke von der ersten (φ_3^*). Durch diesen Bezug zur Blechdicke sollte ψ bei $\alpha = 1$ und theoretisch erwarteter rein diffuser Einschnürformänderung den Wert 1 annehmen, Bild 30. Wird $\alpha < 1$, so sind lokalisierte Einschnürverformungsanteile vorhanden, wobei deren zunehmende Ausdehnung durch ein weiteres Sinken von ψ zum Aus-

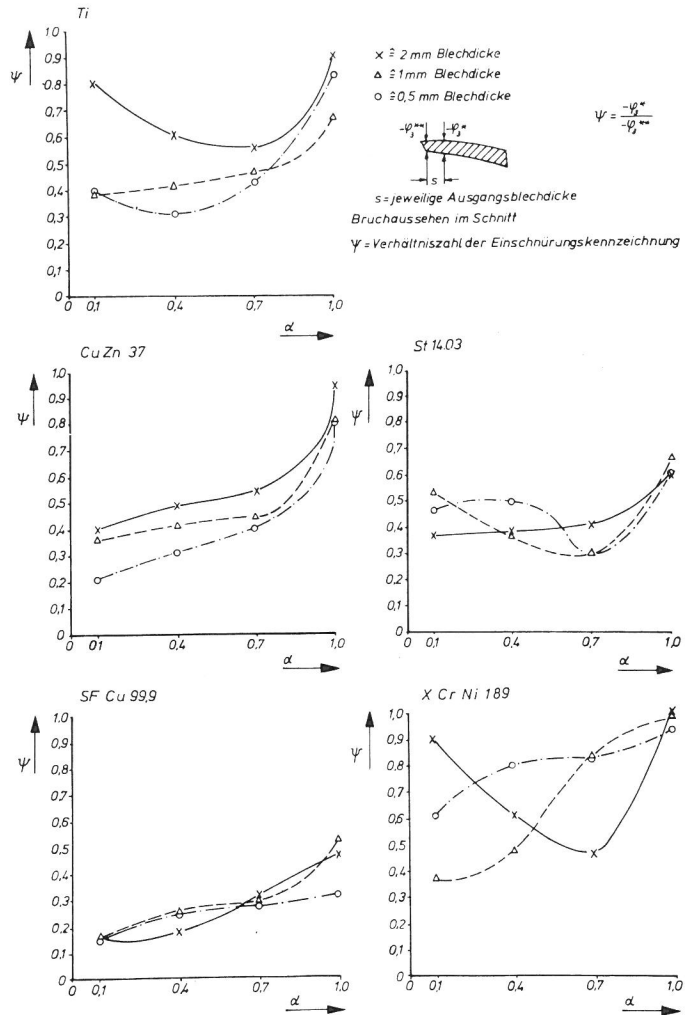


Bild 30

Zusammenhang zwischen Einschnürkennzeichnung ψ und dem Spannungsverhältnis α

druck kommen kann. Dieses Verhalten zeigen St und Cu mit relativ breiten lokalen Einschnürzonen, Bild 30.

Kleine Werte des Spannungsverhältnisses, z.B. $\alpha = 0,1$, sollten kleine ψ -Werte hervorrufen, da ausgeprägte lokalisierte Einschnürungsanteile aufgrund plastomechanischer Überlegungen zu erwarten sind. Sieht man jede Blechdicke eines Materials als eigenständigen Werkstoff an, so findet man die Gültigkeit dieser Annahme bei vielen Versuchsblechen auch bestätigt. Insbesondere Cu und CuZn 37 zeigen ein stetig fallendes ψ mit sinkendem α . Das z.T. konträre Verhalten der ferritischen und austenitischen Stahlbleche sowie von Ti-Blech scheint auf einen zusätzlichen Zusammenhang zu den Anisotropiekenndaten hinzuweisen. Ein großer Formänderungsgradient im Bereich der diffusen Einschnürung führt zu scheinbar kleineren lokalen Einschnürungsanteilen. Aufgrund der größeren Breitenformänderung schmaler Zuschnitte erfolgt die Verformung naturgemäß weniger aus der Dicke. Bei Spannungsverhältnissen $\alpha \approx 0,1$ zeichnet sich folgende Tendenz der Einschnürungsform mit Bezug auf die Blechdicke ab: hohe n- und geringe r-Werte fördern eine eng begrenzte ausgeprägte Lokalisierung der Dehnung. Hohe r- und geringe n-Werte führen dagegen zu geringeren Formänderungsgradienten im Sinne eines vergrößerten diffusen Einschnüranteiles.

Die Einschnürkontur im Zugversuch soll nach einer Untersuchung von Dahl und Rees ⁸⁷⁾ bei verschiedenen ferritischen Stählen sowie Vernachlässigung zunehmender Verformungsgeschwindigkeit unabhängig sein von Prüftemperatur, Verformungsgeschwindigkeit, Korndurchmesser, Werkstoffzusammensetzung und Gefügeausbildung. Solange man sich im Umformbereich unter überwiegend einachsiger Beanspruchung bei $0 < \alpha < 0,5$ befindet, mag dieses Ergebnis für jeweils einen Werkstoff gültig sein. Nicht übertragbar ist diese Aussage jedoch auf die Vielzahl der Werkstoffe und der möglichen Spannungsverhältnisse, wie sie in dieser Arbeit verwirklicht wurden.

3.2.2 Formänderungsanalyse in der Blechebene

3.2.2.1 Formänderungswege

In den Bildern 31 bis 35 sind die Verformungswege $\epsilon_1 = f(\epsilon_2)$ der 1 mm dicken Versuchswerkstoffe jeweils bis zum Bruch beim Strecken über einen starren

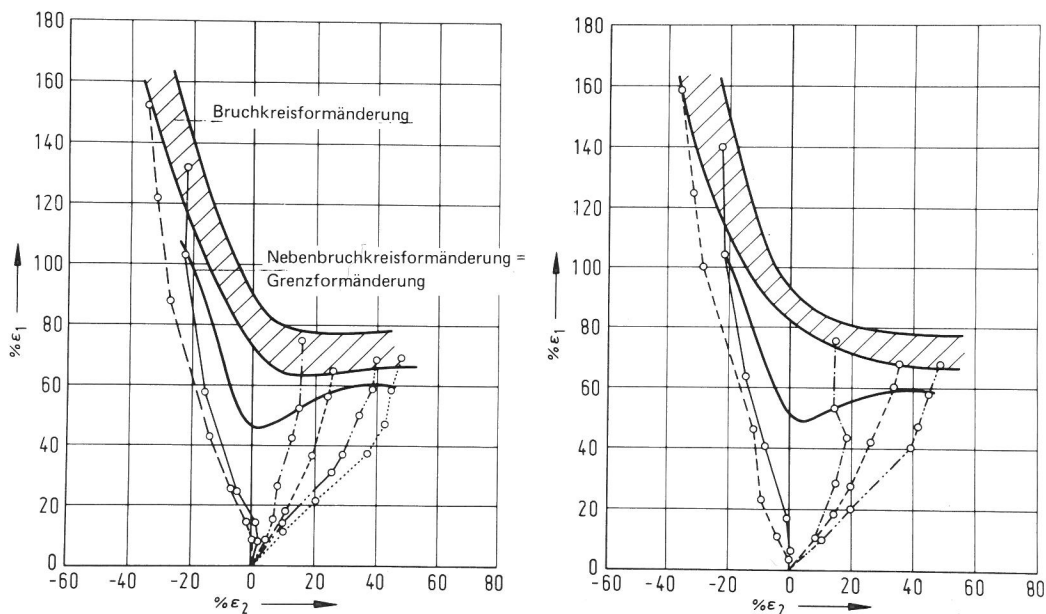
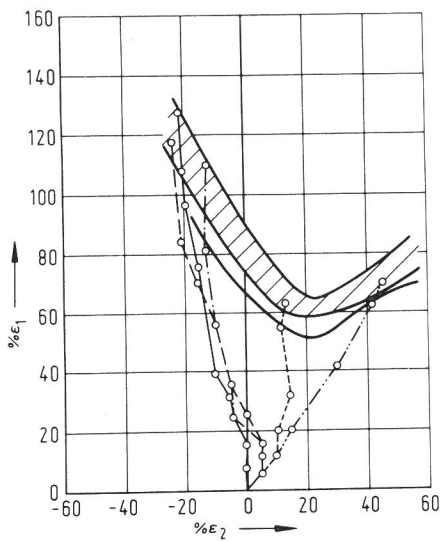
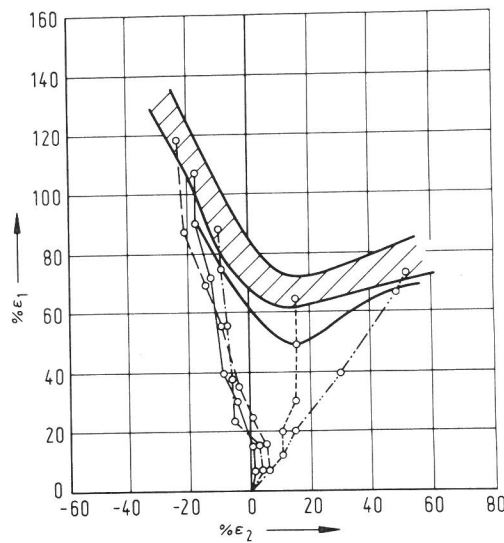


Bild 31
Formänderungswege 1 mm dicker Stahlbleche

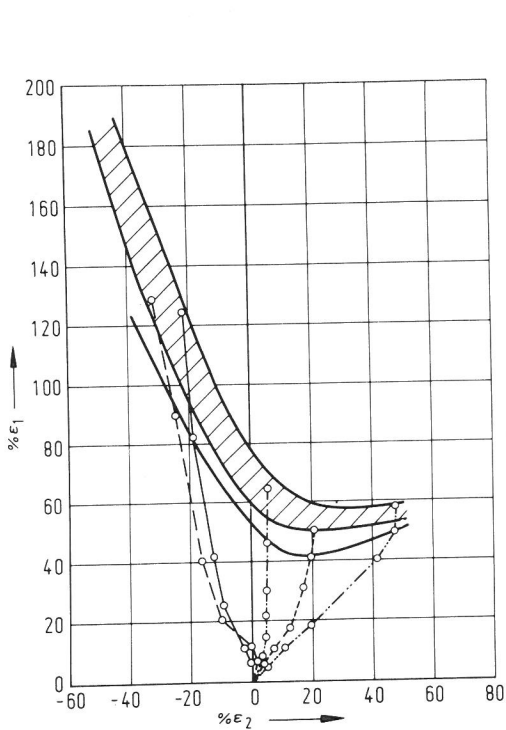


CrNi - Blech 1mm dick ϵ_1 in WR

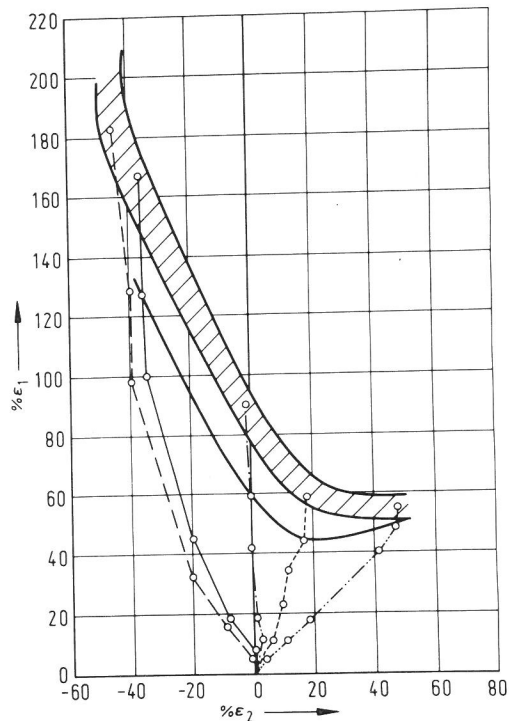


CrNi - Blech 1mm dick ϵ_1 in QR

Bild 32
Formänderungswege 1 mm dicker Cr Ni-Bleche



Ti - Blech 1mm dick ϵ_1 in WR

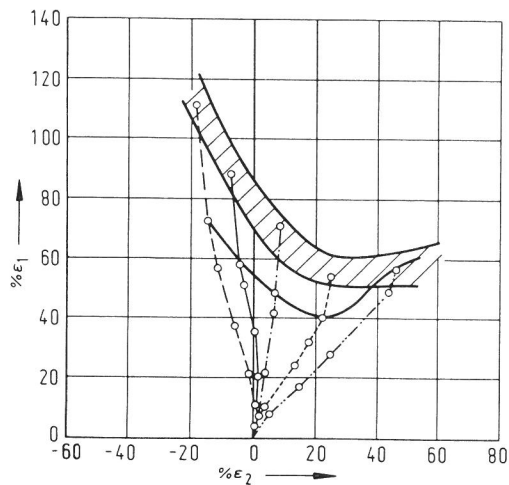


Ti - Blech 1mm dick ϵ_1 in QR

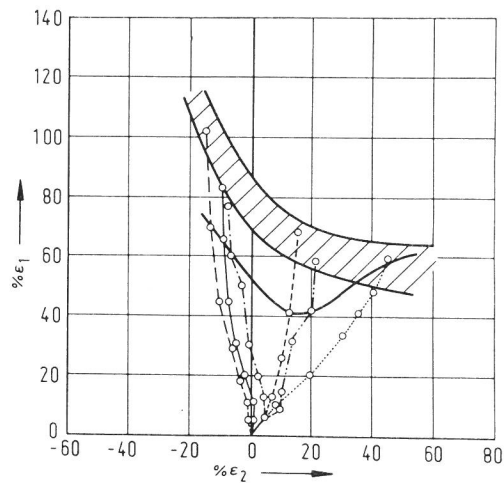
Bild 33
Formänderungswege 1 mm dicker Titanbleche

Stempel (80 mm \varnothing) dargestellt; die Hauptformänderungen liegen dabei einmal in WR, einmal in QR. Die Veränderungen des Meßrasters während der kontinuierlich geführten Versuche wurden mit einer Schmalfilmkamera festgehalten. Ein Abstandshalter sorgte dabei für die gute Auswertbarkeit des Films. Die Ergebnisse lassen sich wie folgt zusammenfassen:

Der Formänderungsverlauf wird verfahrenstechnisch beeinflusst. Das Anlegen des Bleches an den Kugelstempel (80 mm \varnothing), vergleichbar einer zweiachsigen Biegung, ergibt zunächst einen mehr oder weniger stark ausgeprägten Streckziehanteil mit $\alpha \approx 1$. Erst bei einer Hauptformänderung $\epsilon_1 > 10\%$ bildet sich ein der Kontur des Zuschnitts entsprechender Formänderungsweg aus.



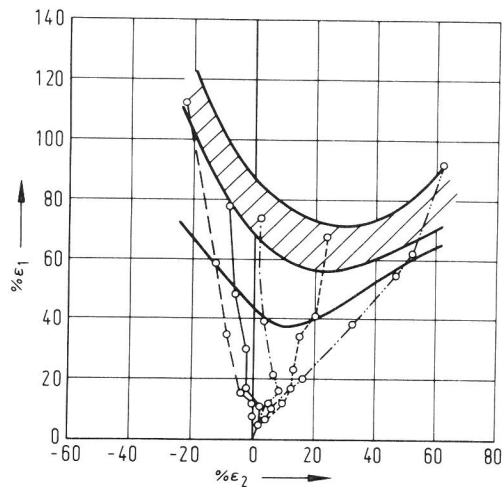
Cu Zn-Blech 1mm dick ϵ_1 in WR



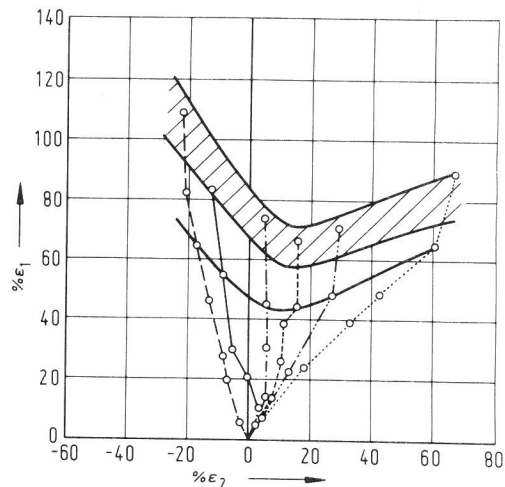
Cu Zn-Blech 1mm dick ϵ_1 in QR

Bild 34

Formänderungswege 1 mm dicker Messingbleche Cu Zn 37



Cu-Blech 1mm dick ϵ_1 in WR



Cu-Blech 1mm dick ϵ_1 in QR

Bild 35

Formänderungswege 1 mm dicker Cu-Bleche

Gilt als Kriterium für die Grenzverformbarkeit der Einschnürungsbeginn, so wird die Grenzformänderungskurve üblicherweise bei konstanten Dehnungsverhältnissen

$$\beta = \frac{d\epsilon_2}{d\epsilon_1} = \text{const.}$$

ermittelt. Am besten ist diese Bedingung noch für die Streckziehbeanspruchung $\alpha = 1$ erfüllt. Aufgrund des symmetrischen Umformprozesses werden dabei richtungsabhängige Eigenschaften das Formänderungsergebnis kaum beeinflussen. Wegen der sich dabei nach einem gewissen Umformgrad einstellenden annähernd planaren Isotropie scheint diese Aussage auch erklärbar. Ist der Versagensprozeß dagegen durch die vorhergehende Ausbildung einer ausgeprägten lokalisierten Einschnürung gekennzeichnet, so schwenkt der Verformungsweg im Verlaufe der Umformung zur ebenen Dehnung ($\alpha \rightarrow 0,5$, $\beta \rightarrow 0$) um. Andernfalls bleibt es beim annähernd konstanten Dehnungsverhältnis.

Ein durchaus anderes Bild ergibt sich im Bereich der Spannungsverhältnisse um $\alpha \approx 0,1$. Hier kann kaum von konstanten Formänderungsverhältnissen gesprochen werden, es sei denn, man betrachtet den senkrechten letzten Teil der Wege mit $\alpha \approx 0,5$. Ein beträchtlicher Bereich der stabilen und der ge-

samte instabile Formänderungsanteil erfolgt beim ebenen Dehnungszustand. Der allmähliche oder auch abrupte Übergang zu der "plane strain"-Bedingung scheint vom r -Wert abhängig zu sein. Höhere r -Werte ermöglichen dem Betrag nach höhere Umformgrade - ϵ_2 . Der Trend zum Übergang zur ebenen Dehnung $d\epsilon_2/d\epsilon_1 \rightarrow 0$ setzt richtungsabhängig bei hohen r -Werten erst relativ kurz vor Beendigung der stabilen Formänderung ein (Ti, St), Bild 33, 31.

Bei der experimentellen Ermittlung von Grenzformänderungskurven über einem festen Stempel werden die Spannungszustände während des Verformungsvorganges zusätzlich noch durch die Änderung der Schmierbedingungen und der Probengeometrie beeinflusst. Die mehr oder weniger ausgeprägte Änderung des Spannungsverhältnisses kann dann bei gleicher Zuschnittskontur zu erheblichen Streuungen der Grenzformänderungswerte führen.

Die Frage nach dem geeignetsten Verfahren zur experimentellen Bestimmung eines übertragbaren und reproduzierbaren Grenzformänderungsschaubildes kann demnach nur in Verbindung mit den jeweils vorliegenden und sich auch ändernden Prozeßparametern (Schmierung, Stempeldurchmesser) und dem beabsichtigten Anwendungsfall beantwortet werden. Wegen unterschiedlicher Prüfbedingungen ist nur in den seltensten Fällen mit völlig übereinstimmenden Grenzformänderungsdiagrammen zu rechnen.

Beschränkt man sich auf den Formänderungsverlauf, bei dem sich eine lokalisierte Einschnürung noch nicht ausgebildet hat, so sind beim Nakazima-Verfahren¹¹⁶⁾ (Umformung paralleler Streifen unterschiedlicher Breite), die im linken Teil der Grenzformänderungskurve ($\epsilon_2 < 0$) gelegenen Formänderungswege hinreichend linear. Im rechten Teil ($\epsilon_2 > 0$) sind die Wege nur dann annähernd linear, wenn die Schmierung optimal war. Das Auftreten einer diffusen und besonders einer lokalisierten Einschnürung verändert die Formänderungswege, und zwar derart, daß nur noch die größte Hauptformänderung ϵ_1 anwächst, während die Hauptformänderung ϵ_2 dann konstant bleibt (ebene Dehnung).

Eine Grenzformänderungskurve kann somit nur reproduzierbar ermittelt werden, wenn auch die Formänderungswege vergleichbar sind. Eine mittels einer Versuchsreihe aufgestellte Grenzkurve kann nur dann übertragbare Aussagen zur Verarbeitbarkeit von Blechwerkstoffen liefern, wenn die Formänderungswege in den kritischen Bereichen des Werkstückes bei den Verarbeitungsverfahren die gleichen sind wie beim nachahmenden Versuch, mittels dessen die Grenzformänderungskurve im Labor aufgestellt wird. Die Erfahrung zeigt auch, daß durch gezielte Änderungen des Formänderungsverlaufes Ausschuß vermieden werden kann.

3.2.2.2 Experimentell ermittelte Grenzformänderungskurven

In der Grenzformänderungskurve sind als Endzustand eines Verformungsprozesses die erzielten Formänderungen in der Blechebene ϵ_1 und ϵ_2 aufgetragen. Diese Darstellungsweise geht zurück auf das Liniennetzverfahren, mit dem Keeler und Goodwin^{17,18)} die ersten Diagramme ermittelten. Die hier ermittelten Grenzformänderungskurven stellen den oberen Streubereich von jeweils 150 bis 200 Meßwerten dar. Neben den bereits geschilderten Einflüssen geometrischer wie auch verfahrenstechnischer Art auf Lage und Form der Grenzformänderungskurve (FLC Forming Limit Curve) sollen insbesondere r - und n -Wert als werkstoffspezifische Faktoren die Grenzformänderungen beeinflussen. Die hier ermittelten Grenzformänderungskurven der ferritischen und austenitischen Stahlqualitäten, Bild 36 und 37, decken sich bei Berücksichtigung der Randbedingungen qualitativ mit den bislang aus der Literatur bekannten^{36,38,88,89,90)}. Ein Vergleich der Grenzformänderungskurven von Cu, CuZn und Ti (Bild 38 bis 40) mit Literaturangaben ist nicht möglich. Für Stahlbleche wird heute allgemein eine erhöhte Grenzformänderung mit steigendem n angenommen. Die stärkere Verformungsverfestigung führt zu einer gleichmäßigeren Formänderungsverteilung und verhindert so Verformungsspitzen ebenso wie ein hoher r -Wert⁹¹⁾.

Bild 36 – 40

Grenzformänderungen der untersuchten Werkstoffe
 z.B. : QR $\hat{=}$ 1 mm Blechdicke mit der Hauptformänderung ϵ_1
 in Querrichtung
 2 WR $\hat{=}$ 2mm Blechdicke mit der Hauptformänderung ϵ_1
 in Walzrichtung

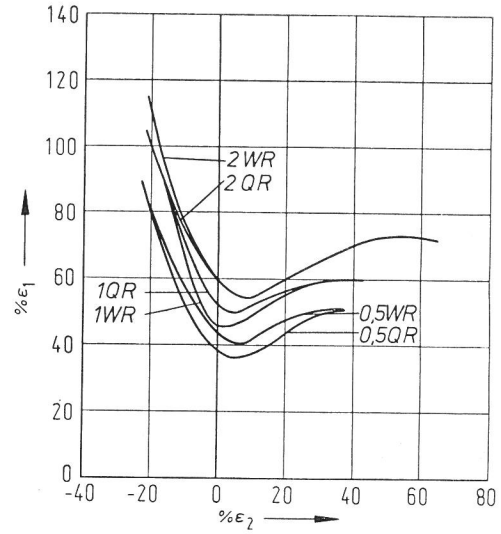


Bild 36
 Grenzformänderungskurven der Tiefziehbleche RSt 1403

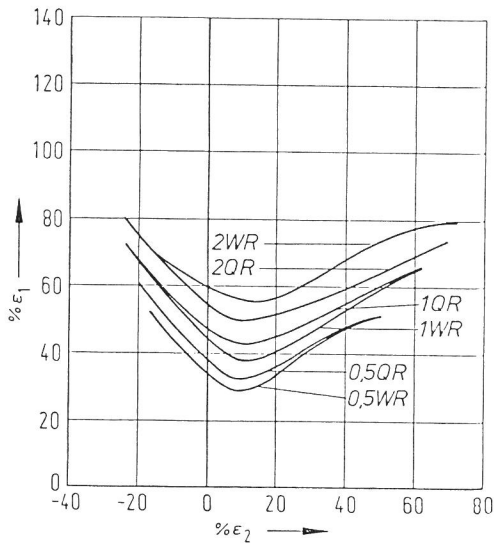


Bild 37
 Grenzformänderungskurven der X 5 Cr Ni 189-Bleche

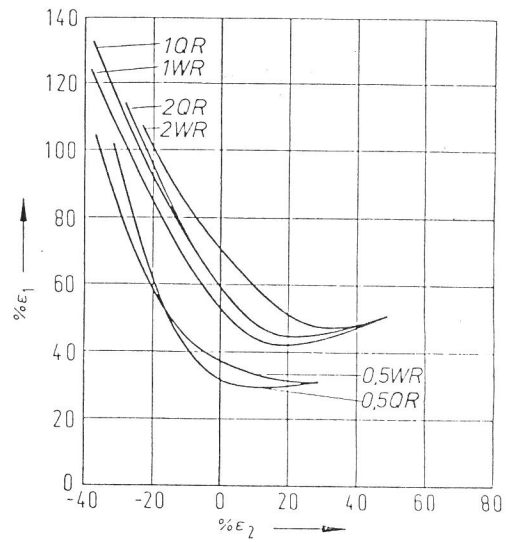


Bild 38
 Grenzformänderungskurven der Titanbleche

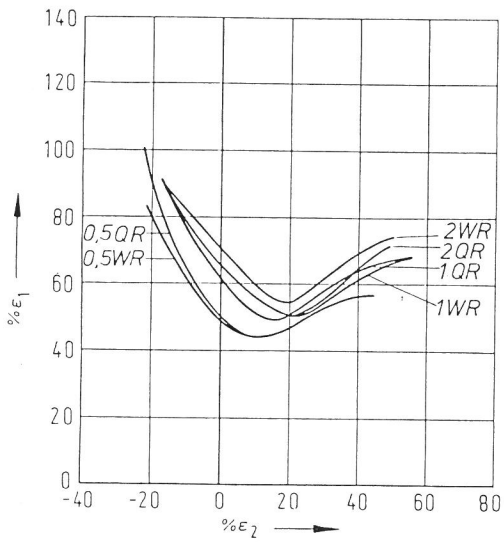


Bild 40
 Grenzformänderungskurven der Messingbleche Cu Zn 37

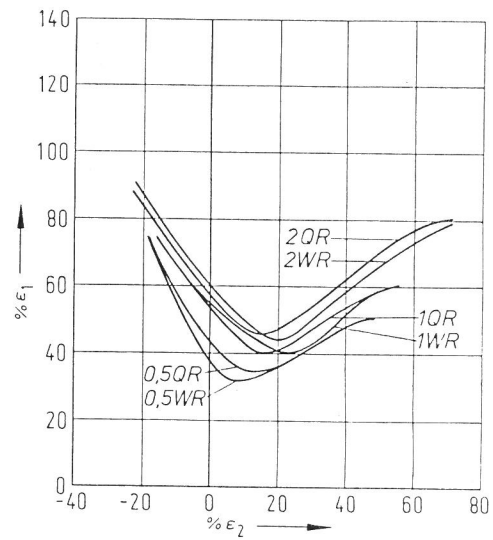


Bild 39
 Grenzformänderungskurven der Kupferbleche SF Cu 99,9

Diese Aussage wurde auf ihre Allgemeingültigkeit hin untersucht, indem die erreichten Formänderungen beim ein- ($\alpha \approx 0,1$, $\epsilon_1 > 0$, $\epsilon_2 < 0$) und zweiachsigen ($\alpha \approx 1$, $\epsilon_1 > 0$, $\epsilon_2 > 0$) Fall den jeweiligen r- und n-Werten zugeordnet wurden. Da allein der größten Hauptformänderung ϵ_1 einer FLC nicht die entscheidende Aussagekraft beigemessen wird, sollen dabei auch die Nebenformänderungen ϵ_2 betrachtet werden. Von signifikantem Einfluß auf die Höhenlage der FLC ist dabei auch die Blechdicke. Dieser auch durch theoretische Ansätze nicht erfaßte Effekt verbesserter Formbarkeit mit steigender Dicke im Bereich der hier untersuchten Abmessungen spiegelt sich ebenfalls in der phänomenologischen Analyse wieder.

3.2.2.2.1 Korrelation mit r- und n-Wert

Um dem experimentell ermittelten Streubereich stets die gleiche Aussage beizumessen zu können, wurde die FLC durch eine "Spline Funktion" (eine bereichsweise ausgleichende Mittelwertfunktion) ausgleichend dargestellt. Die Kurve der oberen Standardabweichung beschreibt die Grenze der Umformbarkeit gut und ermöglicht eine objektive Auswertung. Aus den Bildern 41 und 42 können dann folgende Einflußtendenzen abgeleitet werden:

Für eine Annähernd einachsige Verformung, Bild 41, korrelieren die größten Hauptformänderungen ϵ_1 eindeutig positiv mit r und negativ mit dem n-Wert. Mit sinkender Blechdicke steigt in der Regel der r-Wert, wodurch der negative Einfluß abnehmender Dicke teilweise aufgehoben wird. Die ϵ_2 -Grenzen reagieren mit leicht positivem Trend auf steigende r- und fallende n-Werte; der Blechdickeneinfluß ist dabei unterschiedlich.

Die Ergebnisse für zweiachsiges Streckziehen mit $\alpha \approx 1$ sind in Bild 42 dargestellt:

Während steigende r-Werte das Streckziehergebnis hier eindeutig negativ beeinflussen, führt ein erhöhtes Verfestigungsvermögen \bar{n} allgemein zu höheren ϵ_1 -Grenzen. Innerhalb dieser Einflüsse erhöht sich die Grenzdehnung mit steigender Blechdicke. Die Verformungsgrenzen ϵ_2 werden mit steigendem \bar{r} geringer und mit wachsendem \bar{n} größer. Auch hier wirkt eine zunehmende Blechdicke stets positiv.

Wird die von Richtungseinflüssen abhängige Grenzverformung bei $\alpha \approx 0,1$ mit den richtungsabhängigen Kenndaten r und n des Zugversuchs verglichen, so wird beim Streckziehen mit $\alpha \approx 1$ als symmetrischem Umformprozeß ohne Vordzugsrichtung der jeweils gemittelte Kennwert \bar{r} und \bar{n} verwendet. Diese Vorgehensweise wird durch die Grenzformänderungsschaubilder auch bestätigt, da nur im Bereich $\epsilon_2 < 0$ größere, richtungsbedingte Unterschiede mechanischer Kenndaten Form und Lage der FLC beeinflussen.

Ein Einfluß der Probenlage in Bezug zur Walzrichtung auf das Umformergebnis ist nicht allgemeingültig nachweisbar. Lediglich Messing, Bild 40, zeigt bei einer Hauptverformung in QR eine stets höhere Formänderung als in WR. Für Stahlbleche ist der entgegengesetzte Fall beobachtet worden (35,92), der aber anhand dieser Untersuchung nicht bestätigt werden kann, Bild 36.

Mit Ausnahme der Titanbleche, Bild 38, liegt das Minimum der FLC im Bereich $0 < \epsilon_2 < 20$ %. Dieser besonders kritische Bereich annähernd ebener Dehnung kann durch die mechanischen Grundgrößen hinsichtlich seiner Lage nicht erklärt werden. Insbesondere die Berücksichtigung der Änderung des r-Wertes mit der Verformung scheint hier angebracht. Wie in Kap. 5.1 dargestellt wird, ändert sich die Textur mit der Verformung. Ausgehend von einer ausgeprägten planaren Anisotropie des Ausgangsmaterials kann sich bei $d\epsilon_2/d\epsilon_1 > 0$ eine rotations-symmetrische Isotropie in der Blechebene einstellen. Je weiter diese Texturumlagerung abläuft, umso näher liegt das Grenzdehnverhältnis beim ideal zweiachsigen Strecken bei $\epsilon_2/\epsilon_1 = 1$. Andernfalls ist die planare Anisotropie

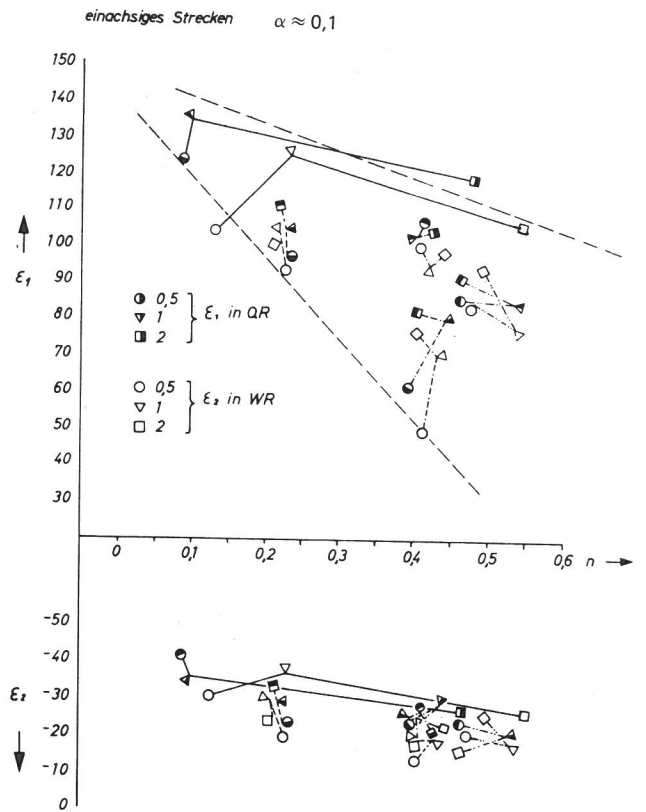
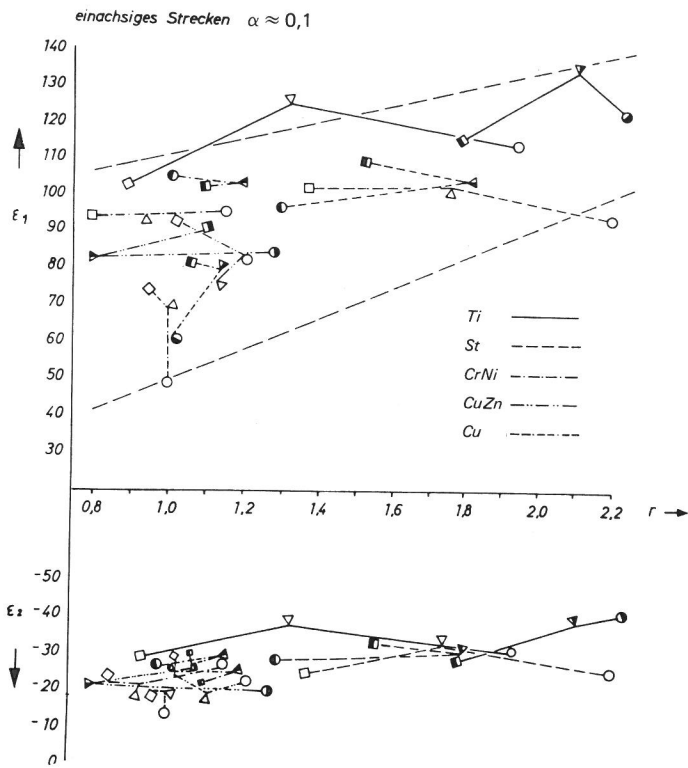


Bild 41
Einfluß von r und n auf die Grenzformänderungen
beim Spannungsverhältnis $\alpha \approx 0,1$

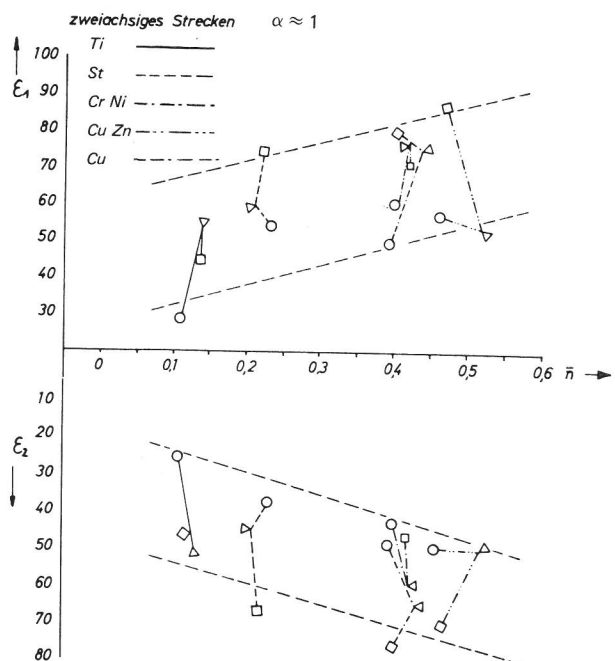
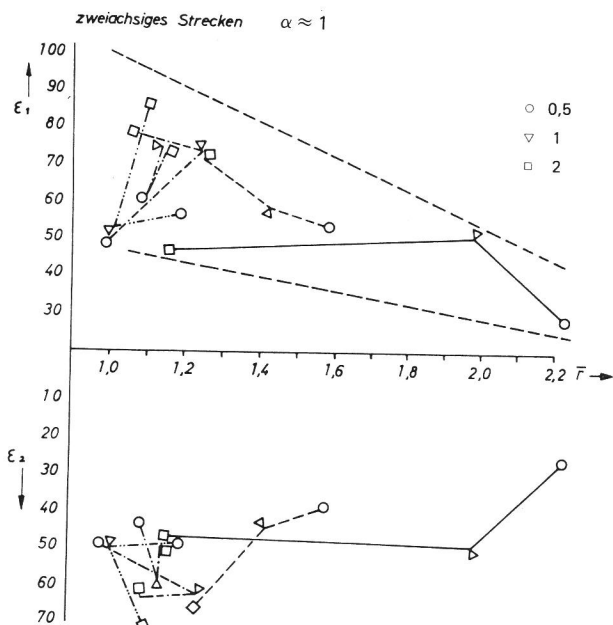


Bild 42
Einfluß von r und n auf die Grenzformänderungen
beim Spannungsverhältnis $\alpha \approx 1$

noch derart ausgeprägt, daß bei einem Spannungsverhältnis $\alpha = 1$ Grenzdehnverhältnisse $\beta^{**} < 1$ auftreten, bzw. bei Berücksichtigung des ursprünglichen Anisotropiezustandes zum Erreichen von $\beta^{**} = 1$ ein $\alpha > 1$ notwendig wäre.

Die Form der FLC unterliegt eindeutig dem Einfluß von r und n . Da rein korrelativ ein Zusammenhang zwischen r und n zu bestehen scheint, lassen sich die ermittelten Grenzformänderungskurven folgendermaßen einordnen:

Werkstoffe mit relativ hohem n zeigen einen insgesamt flacheren, annähernd symmetrischen Verlauf der FLC: CuZn, Bild 40, Cu, Bild 39, austen. Stahl, Bild 37. Verursacht ein hoher r -Wert einen steilen Anstieg der FLC-Kurve im Bereich $\epsilon_2 < 0$, kann die zweiachsige Streckziehbarkeit aufgrund eines kleinen n stark reduziert sein: Ti, Bild 38. Ferritisches Stahlblech, Bild 36, liegt in seinem Verhalten in der Mitte. Höhere senkrechte Anisotropie bei noch beträchtlichem Verfestigungsvermögen führt zu einer unsymmetrischen Grenzformänderungskurve, deren Verlauf von extremen Lagen bei $\alpha \rightarrow 0$ bzw. $\alpha \rightarrow 1$ gekennzeichnet ist.

3.2.2.3 Ansätze zur theoretischen Erfassung der Grenzformänderungen für den Fall der plastischen Instabilität

Unter der Voraussetzung konstanter Spannungs- und Dehnungsverhältnisse läßt sich aus der Bedingung $dF_i = 0$ die Formänderung bis zur diffusen Einschnürung sowohl bei einachsiger als auch bei zweiachsiger Zugbeanspruchung bestimmen. Durch formale Erweiterung der Beziehung für die Fließkurve auf

$$\sigma_v = \sigma_o \cdot \varphi_v^n \quad (3.1)$$

wird die kritische Formänderung bis zum Einsetzen einer diffusen Einschnürung durch die Bestimmung der diesem Ereignis zugeordneten Subtangente z ermittelt.

Mit der Fließkurve, Gl. (3.1), erhält man die Länge der Subtangente z zu

$$z = \frac{f(\varphi_v)}{f'(\varphi_v)} \text{ bzw. } z^{-1} = \sigma_v^{-1} \left(\frac{d\sigma_v}{d\varphi_v} \right) \quad (3.2)$$

Bei einachsiger Zugbeanspruchung mit

$$F = \sigma A \quad (3.3)$$

gilt am Instabilitätspunkt mit nachfolgender **d i f f u s e r**
E i n s c h n ü r u n g

$$\frac{dF}{F} = \frac{d\sigma}{\sigma} + \frac{dA}{A} = 0 \quad (3.4)$$

Aus den Beziehungen

$$-\frac{dA}{A} = d\varphi \text{ und } \ln \frac{A_o}{A} = \varphi$$

folgt

$$\frac{d\sigma}{\sigma} - d\varphi = 0 \quad (3.5)$$

und damit

$$z = 1$$

Bei Gültigkeit des Potenzansatzes nach Ludwik⁵⁶⁾, Gl. (3.1), ergibt sich durch Differenzieren

$$\frac{d\sigma_v}{d\varphi_v} = \sigma_o n \varphi_v^{n-1} \quad (3.6)$$

und daraus bei plastischer Instabilität

$$\frac{1}{\sigma_v} \cdot \frac{d\sigma_v}{d\varphi_v} = \frac{\sigma_o n \varphi_v^{n-1}}{\sigma_o \varphi_v^n} = \frac{1}{\varphi_v} \quad (3.7)$$

bzw.

$$\varphi_v = n z = n \quad (3.8)$$

Im einachsigen Zugversuch entspricht die Vergleichsformänderung φ_v bei Einsetzen einer diffusen Einschnürung in Übereinstimmung mit Considère ¹¹⁷⁾ dem Wert des Verfestigungsexponenten n .

Auch beim equibiaxialen Strecken mit $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_v$ in der Blechebene gilt für ein quadratisches Flächenelement der Kantenlänge a und der Blechdicke t bei diffuser Einschnürung die Höchstlastbedingung

$$dF_i = 0 \quad . \quad (3.9)$$

Es folgt dann

$$F_i = \sigma_i A = \sigma_i t a$$

$$\frac{dF}{F} = \frac{d\sigma_i}{\sigma_i} + \frac{dt}{t} + \frac{da}{a} = 0 = \frac{d\sigma_v}{\sigma_v} + \frac{dt}{t} + \frac{da}{a} \quad . \quad (3.10)$$

Mit den natürlichen Formänderungen

$$- d\varphi_3 = \frac{dt}{t} \quad \text{und} \quad d\varphi_1 = d\varphi_2 = \frac{da}{a}$$

sowie der Bedingung der Volumenkonstanz und mittels der Vergleichsformänderung folgt

$$d\varphi_3 = d\varphi_v = 2 d\varphi_1 \quad (3.11)$$

und damit

$$\frac{1}{\sigma_v} \frac{d\sigma_v}{d\varphi_v} = \frac{1}{2} \quad , \quad (3.12)$$

d.h.

$$z = 2 \quad .$$

Bei Verwendung des Potenzansatzes für die Fließkurve, Gl. (3.1), ergibt sich dann

$$\varphi_v = 2n \quad . \quad (3.13)$$

Die Vergleichsformänderung φ_v bei plastischer Instabilität ist beim Spannungsverhältnis $\alpha = 1$ somit doppelt so groß wie bei $\alpha = 0$, dem einachsigen Beanspruchungsfall.

In diesem Zusammenhang sei darauf hingewiesen, daß sich diese Ableitungen für das Kraftmaximum nur auf den Werkstoff beziehen und keinerlei Aussagen über zusätzliche Einflüsse aus dem System Beulkörper-Beulvorrichtung beinhalten.

Die Länge der Subtangente z für die diffuse Einschnürung läßt sich aber nicht nur für die beiden Grenzbereiche des Streckens, nämlich für den ein- und zweiachsigen Zug bestimmen, sondern sie kann generell für einen ebenen Spannungszustand als Funktion des Spannungsverhältnisses $\alpha = \sigma_2/\sigma_1$ angegeben werden. Nach Swift ¹⁹⁾ ergibt sich die plastische Instabilität mit einer **d i f f u s e n E i n s c h n ü r u n g** für den allgemeinen Fall ebener Spannungsverhältnisse wie folgt:

Mit den Hauptspannungen des biaxialen Spannungszustandes $\sigma_1, \sigma_2 = \alpha\sigma_1, \sigma_3 = 0$ lautet die Vergleichsspannung

$$\sigma_v = \sigma_1 (1 - \alpha + \alpha^2)^{1/2} \quad . \quad (3.14)$$

Da nun Änderungen $d\sigma_1$ und $d\sigma_2$ der Hauptspannungen während der Umformung auftreten werden, wird sich die Vergleichsspannung ebenso ändern:

$$d\sigma_v = \{ (2 - 2\alpha + 2\alpha^2) d\sigma_1 + (2\alpha - 1)\sigma_1 d\alpha \} / 2(1 - \alpha + \alpha^2)^{1/2} .$$

Mit

$$\sigma_1 d\alpha = d\sigma_2 - \alpha d\sigma_1$$

erhält man aus Gl. (3.14a)

$$d\sigma_v = \{ (2 - \alpha) d\sigma_1 + (2\alpha - 1)d\sigma_2 \} / 2(1 - \alpha + \alpha^2)^{1/2}. \quad (3.14b)$$

Man setzt dann wieder die Höchstkraftbedingung

$$dF_i = 0$$

an. Daraus ergibt sich mit $F_i = \sigma_i A_i$

$$d\sigma_i A_i + dA_i \sigma_i = 0 \text{ bzw. } \frac{d\sigma_i}{\sigma_i} = - \frac{dA_i}{A_i} = d\varphi_i \quad (3.14c)$$

Aus Gl. (3.14c) erhält man weiter bei Einsetzen der plastischen Instabilität (Höchstkraftbedingung)

$$\frac{d\sigma_1}{\sigma_1} = d\varphi_1 \quad \text{und} \quad \frac{d\sigma_2}{\sigma_2} = d\varphi_2 \quad (3.14d)$$

Mit den Formänderungsinkrementen

$$d\varphi_1 = \left\{ \sigma_1 - \frac{1}{2} (\sigma_2 + \sigma_3) \right\} d\varphi_v / \sigma_v$$

$$d\varphi_2 = \left\{ \sigma_2 - \frac{1}{2} (\sigma_3 + \sigma_1) \right\} d\varphi_v / \sigma_v$$

und

$$\frac{d\varphi_1}{d\varphi_2} = (2 - \alpha) / (2\alpha - 1) \quad (3.14e)$$

wird bei der plastischen Instabilität

$$d\varphi_v = 2 (1 - \alpha + \alpha^2)^{1/2} d\varphi_1 (2 - \alpha) \quad (3.14f)$$

und unter Verwendung von (3.14b), (3.14d) und (3.14e) ergibt sich dann außerdem

$$d\sigma_v = \frac{\sigma_1 d\varphi_1 (1 - \alpha) (4 - 7\alpha + 4\alpha^2)}{2 (2 - \alpha) (1 - \alpha + \alpha^2)^{1/2}} \quad (3.14g)$$

Die plastische Instabilität beginnt nach folgender Gleichung

$$d\sigma_v = \frac{\delta \sigma_v}{\delta \varphi_v} d\varphi_v \quad (3.14h)$$

Durch Einsetzen von Gl. (3.14f), (3.14g) in (3.14h) folgt

$$\frac{d\sigma_v}{d\varphi_v} = \frac{\sigma_v (1 + \alpha) (4 - 7\alpha + 4\alpha^2)}{4 (1 - \alpha + \alpha^2)^{3/2}} \quad (3.14i)$$

Eine Formänderung wird nun solange stabil und homogen sein, bis folgende Gleichung erfüllt ist:

$$\frac{d\sigma_v}{d\varphi_v} \geq \frac{\sigma_v}{Z}$$

$Z = z_d$ ist die Subtangente; sie errechnet sich aus folgender Beziehung:

$$z_d = \frac{4(1 - \alpha + \alpha^2)^{3/2}}{(1 + \alpha)(4 - 7\alpha + 4\alpha^2)} \quad (3.15)$$

Für den Fall der orthogonalen Anisotropie mit richtungsabhängigen Festigkeitseigenschaften in drei Ebenen ergibt sich Z_d wie folgt:

$$z_d = \frac{[(G + H) - 2H\alpha + (H + F)\alpha^2]^{3/2}}{(G + H)^2 - (2G + H)H\alpha - (2F + H)H\alpha^2 + (F + H)^2\alpha^3} \quad (3.16)$$

Bei planarer Isotropie, d.h., keine richtungsabhängigen Festigkeitseigenschaften in der Blechebene, wird Z_d

$$z_d = (1 + r)^{1/2} \cdot \frac{[(1 + r) - 2r\alpha + (1 + r)\alpha^2]^{3/2}}{(1 + r)^2 - (2 + r)r\alpha - (2 + r)r\alpha^2 + (1 + r)^2\alpha^3} \quad (3.17)$$

Nach endlicher, weiterer Formänderung kann sich innerhalb der weitläufigen diffusen Einschnürung im Bereich des Spannungsverhältnisses $\alpha = 0 \dots 0,5$ bei isotropem Werkstoff bzw. bei anisotropem im Bereich $\alpha = 0 \dots \frac{r}{1+r}$

eine eng begrenzte, lokalisierte Einschnürung ausbilden, die mit den Richtungen der Hauptspannungen σ_1 und σ_2 einen charakteristischen Winkel bildet.

In den Richtungen der Normalspannungen σ_1' senkrecht zu dieser Einschnürung und σ_2' parallel dazu ergeben sich dann die Formänderungsinkremente $d\varphi_1'$ und $d\varphi_2'$. Nach Hill ²⁰⁾ gilt nun für die Länge der Subtangente bei Einsetzen einer plastischen Instabilität mit nachfolgender *l o k a l i s i e r t e r* *E i n s c h n ü r u n g*, daß das Formänderungsinkrement $d\varphi_2'$ in Richtung der Einschnürung verschwindet, d.h. $d\varphi_2' = 0$. Weiterhin wird angenommen, daß das an die Einschnürung angrenzende Material keine weitere Formänderung mehr erfährt und daß die Spannungsverhältnisse bei Einsetzen der Instabilität innerhalb und außerhalb der lokalisierten Einschnürung konstant bleiben. Damit lassen sich folgende Verhältnisse aufstellen:

$$d\sigma_1'/\sigma_1' = d\sigma_1/\sigma_1 = d\sigma_2/\sigma_2 = -dA_1'/A_1' = - (d\varphi_2' + d\varphi_3') = -d\varphi_3 \quad (3.18)$$

Nur an diesem Punkt unterscheidet sich das Kriterium für das Einsetzen einer lokalisierten Einschnürung von dem für die diffuse Einschnürung.

Nach Einsetzen von $d\sigma_1$ und $d\sigma_2$ aus Gl. (3.18) in Gl. (3.14b) erhält man

$$d\sigma_v = - \frac{\{(2 - \alpha)\sigma_1 d\varphi_3 + (2\alpha - 1)\sigma_2 d\varphi_3\}}{2(1 - \alpha + \alpha^2)^{1/2}} = -\sigma_v d\varphi_3 \quad (3.18a)$$

sowie unter Verwendung des Fließgesetzes mit $\sigma_3 = 0$ die Beziehung

$$d\varphi_3 = d\sigma_v/\sigma_v \cdot [-1/2 \cdot (1 + \alpha)] \sigma_1 \quad (3.18b)$$

und mit (3.18a) und (3.18b)

$$d\sigma_v = \frac{1}{2} \sigma_1 (1 + \alpha) d\varphi_v$$

Bei Einsetzen der plastischen Instabilität ist gemäß

$$d\sigma_v = \frac{\delta\sigma_v}{\delta\varphi_v} d\varphi_v$$

$$d\sigma_v/d\varphi_v = \frac{\sigma_v (1 - \alpha)}{2 (1 - \alpha + \alpha^2)^{1/2}}$$

Aus der allgemeinen Beziehung

$$\frac{d\sigma_v}{d\varphi_v} = \frac{\sigma_v}{z}$$

ergibt sich die Subtangente $z = z_1$ für den Fall einer lokalisierten Einschnürung wiederum als Funktion des Spannungsverhältnisses α zu

$$z_1 = \frac{2 (1 - \alpha + \alpha^2)^{1/2}}{(1 - \alpha)} \quad (3.19)$$

Die Subtangente bei plastischer Instabilität für den Fall allgemeiner orthogonaler Anisotropie ⁹³⁾ lautet

$$z_1 = \frac{[(G + H) - 2H\alpha + (H + F)\alpha^2]^{1/2}}{G + F\alpha} \quad (3.20)$$

und für den Sonderfall der planaren Isotropie

$$z_1 = \frac{[(1 + r)^2 (1 + \alpha^2) - 2r(1 + r)\alpha]^{1/2}}{1 + \alpha} \quad (3.21)$$

In Verbindung mit der Vergleichsformänderung bei allgemeiner orthogonaler Anisotropie

$$\varphi_v = [(F\varphi_1^2 + G\varphi_2^2 + H\varphi_3^2)/(FG + FH + GH)]^{1/2} \quad (3.22)$$

mit der Instabilitätsbedingung

$$\varphi_v = zn$$

sowie mit dem Fließgesetz

$$\frac{\varphi_1}{\varphi_2} = \frac{\sigma_1 (G + H) - H\sigma_2}{\sigma_2 (F + H) - H\sigma_1} \quad (3.23)$$

ergeben sich die Grenzdehnungen φ_1 für die diffuse (gekennzeichnet durch *) und die lokalisierte (gekennzeichnet durch **) Einschnürung für die drei möglichen Anisotropiefälle nach ⁹³⁾:

Orthogonale Anisotropie

$$\varphi_1^{**} = n \frac{G + H (1 - \alpha)}{G + F\alpha} \quad ; \quad (3.24)$$

planare Isotropie

$$\varphi_1^{**} = n \frac{1 + r(1 - \alpha)}{1 + \alpha} \quad ; \quad (3.25)$$

Isotropie

$$\varphi_1^{**} = n \frac{2 - \alpha}{1 + \alpha} \quad (3.26)$$

Orthogonale Anisotropie

$$\varphi_1^* = n \frac{[(G + H) - 2H\alpha + (H + F)\alpha^2] [(G + H) - H\alpha]}{(G + H)^2 - (2G + H)H\alpha - (2F + H)H\alpha^2 + (F + H)^2\alpha^3} \quad ; \quad (3.27)$$

planare Isotropie

$$\varphi_1^* = n \frac{[(1+r) - 2r\alpha + (1+r)\alpha^2] (1+r - r\alpha)}{(1+r)^2 - (2+r)r\alpha - (2+r)r\alpha^2 + (1+r)^2\alpha^3} \quad ; \quad (3.28)$$

Isotropie

$$\varphi_1^* = 4n \frac{(1 - \alpha/2) (1 - \alpha + \alpha^2)}{(1 + \alpha) (4 - 7\alpha + 4\alpha^2)} \quad . \quad (3.29)$$

Neben dem hier angesetzten Instabilitätskriterium $dF_i = 0$ sind noch verschiedene andere Kriterien verwendet worden. Die Bedingung $dp = 0$ für den Druck beim hydraulischen Einbeulen^{28,54)} soll hier jedoch ebensowenig diskutiert werden wie das Kriterium $dF_1 = 0$ allein für die Höchstkraft in der Richtung der größten Hauptspannung¹¹⁸⁾ oder die Beziehung $\delta \dot{A}/\delta A \leq 0$ für die Betrachtung von Querschnittsschwankungen¹¹⁹⁾.

3.2.2.3.1 Abhängigkeit der Grenzformänderung φ_1 vom Spannungsverhältnis α ; Zusatzeinflüsse

In den Bildern 43 bis 47 sind die theoretisch zu erwartenden und über einem Stempel experimentell ermittelten Grenzformänderungen φ_1 bei variablem Spannungsverhältnis zum Vergleich dargestellt. Die theoretischen Kurven für φ_1^{**} und φ_1^* entsprechend dem Schema in Bild 48 ergeben sich nach Gl. (3.24) und (3.27), wobei ungeachtet der Änderung des Anisotropiezustandes während der Umformung die Anisotropiekoeffizienten nach Gl. (2.17) eingesetzt werden.

Aus den gemessenen Formänderungen der Bruch- und Nebenkreise ergeben sich die
jew _ie
formal aus Gl. (3.23) zu

$$\alpha = \frac{\sigma_2}{\sigma_1} = \frac{\varphi_2 (H + G) + \varphi_1 H}{\varphi_1 (F + H) + \varphi_2 H} \quad , \quad (3.30)$$

bei planarer Isotropie zu

$$\alpha = \frac{\sigma_2}{\sigma_1} = \frac{(1+r)\varphi_2/\varphi_1 + r}{1+r+r \cdot \varphi_2/\varphi_1} \quad (3.31)$$

und bei Isotropie zu

$$\alpha = \frac{\sigma_2}{\sigma_1} = \frac{2\varphi_2 + \varphi_1}{2\varphi_1 + \varphi_2} \quad . \quad (3.32)$$

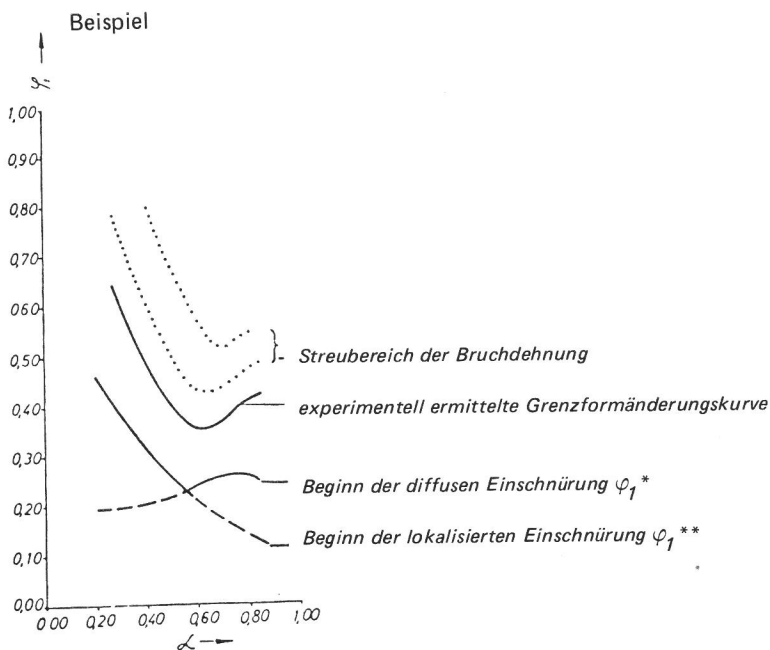
Ohne zunächst eine Aussage über die Absolutbeträge der Spannungen anzustreben, wurden die wirksamen Spannungsverhältnisse aus dem Ansatz für die orthogonale Anisotropie berechnet Gl. (3.30). Dabei wurde wiederum vorausgesetzt, daß sich der Anisotropiezustand während der Umformung nicht ändert. Dies führt insbesondere bei höheren α -Werten zu nicht unerheblichen Abweichungen zwischen gemessenen und berechneten Grenzformänderungskurven. Aus den theoretischen Grenzkurven angenommener Werkstoffe, Bild 48, ist der Einfluß unterschiedlicher r - und n -Werte erkennbar. Die Höhenlage der Grenzkurven wird dabei eindeutig vom n -Wert, die Steigungen von r und n bestimmt.

Die tendentiellen Zusammenhänge zwischen theoretischen und über einem festen Stempel experimentell ermittelten Kurven sind im Bereich der des Auftretens lokalisierter Einschnürungen ($\alpha < 0,5$) gut erkennbar. Soll dagegen die Verformung durch das Einsetzen einer diffusen Einschnürung begrenzt werden, ergeben sich z.T. stark voneinander abweichende Kurvenverläufe.

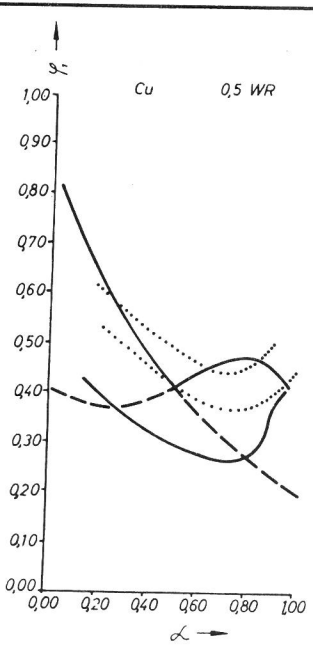
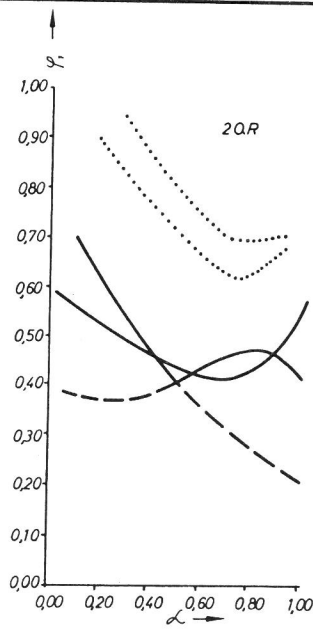
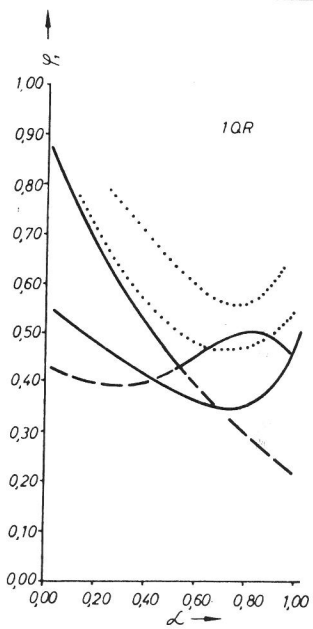
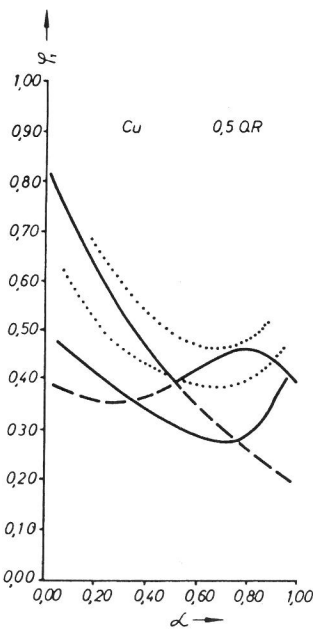
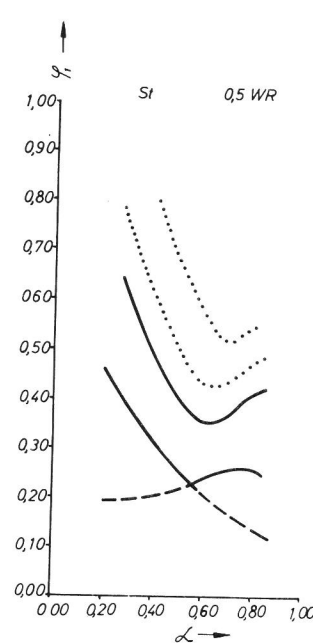
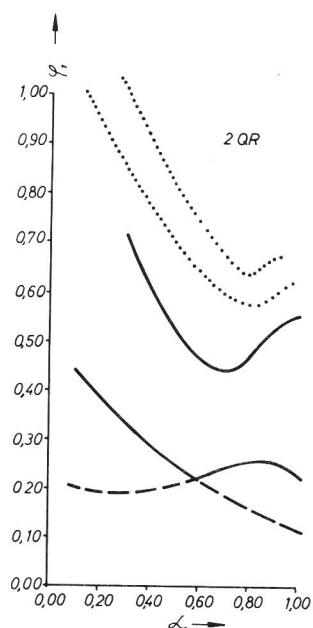
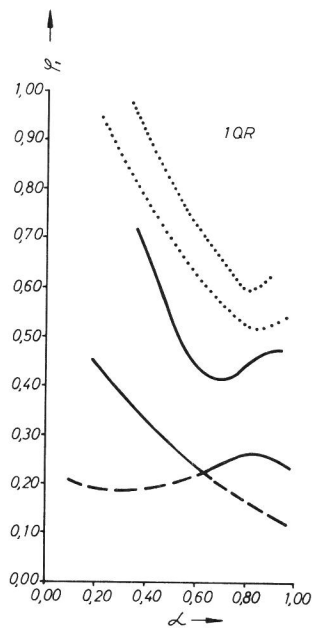
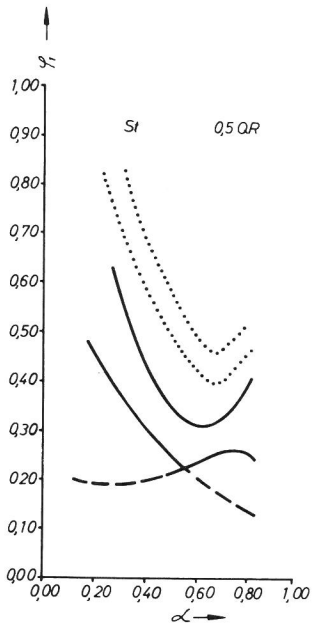
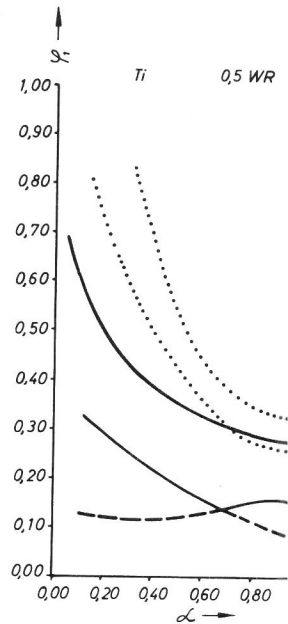
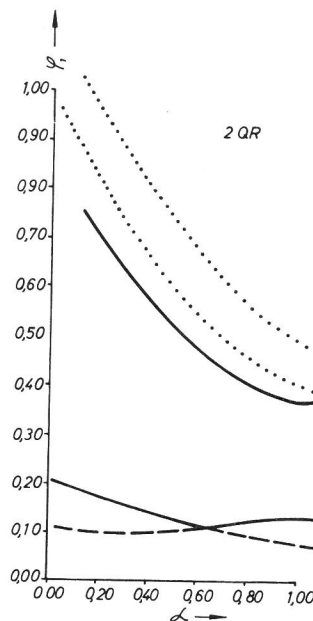
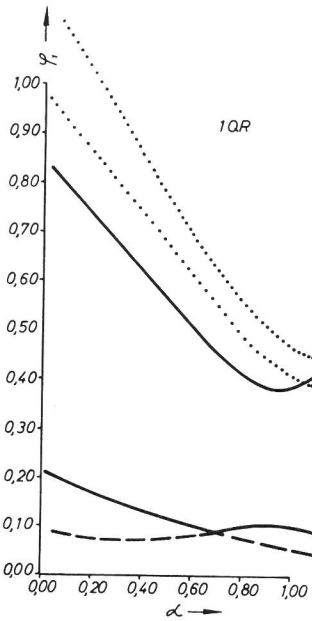
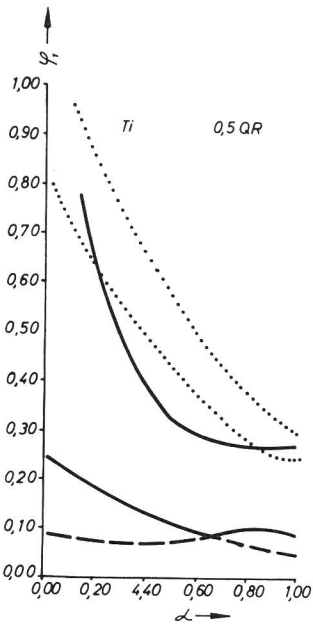
Die Differenzen zwischen theoretischen und experimentell ermittelten Kurven lassen sich nur durch quantitativ nicht voll überschaubare Einflüsse erklären: die Spannungsverhältnisse werden formal aus den Grenzformänderungen berechnet, wobei die sicher nur als Näherung geltende Bedingung, $\alpha = \text{konst.}$, vorausgesetzt wird; die Werkstoffkenngrößen r und n werden als Parameter angesehen, die einer Veränderung während der Umformung nicht Rechnung tragen; der noch vorhandene Reibungsanteil kann die Ausbildung einer plastischen Instabilität entweder beschleunigen oder verzögern. Entsprechende Hinweise ergeben sich aus reibungslosen Tiefungsversuchen (hydraulisches Einbeulen). Die theoretischen Kurven beschreiben das Einsetzen einer diffusen Formänderung der lokalisierten Einschnürung, während die Formänderungen der Nebenbruchkreise der Versuchskörper aber nur dem lokalisierten Einschnürungsbeginn zugeordnet werden können. Für die Ermittlung der Gleichmaßdehnung bis zur diffusen Einschnürung ist das Meßverfahren sicherlich nicht geeignet.

Die Differenz zwischen Bruch- und Nebenkreisformänderung kennzeichnet den Betrag der lokalisierten Dehnung bei den vorliegenden Spannungsverhältnissen. Die Erkenntnisse aus Kap. 3.2.1 und 3.2.1.1 decken sich dabei mit den Ergebnissen der Bilder 25 bis 29. Demnach nimmt der lokalisierte Anteil an der Einschnürung zwar mit steigendem α ab, folgt jedoch nicht den theoretischen Vorstellungen, wonach ab $\alpha = 0,5$ nur noch eine diffuse Einschnürung zu erwarten wäre. Der Ansatz $dF_i = 0$ führt vor allem im Bereich $\alpha < 0,5$ zu einer guten oder zumindest tendenziell brauchbaren Übereinstimmung zwischen den experimentell ermittelten und den theoretisch erwarteten Grenzformänderungskurven.

Bild 43 - 47
 Vergleich theoretisch und experimentell ermittelter Grenzformänderungskurven. Die Umformung erfolgte über einem starren Kugelstempel $\phi 80$ mm.



Blechdicken: 0,5; 1 und 2 mm mit den Hauptformänderungen ϕ_1 in WR oder QR
 z.B. 0,5 QR $\hat{=}$ 0,5 mm Blechdicke mit ϕ_1 in QR



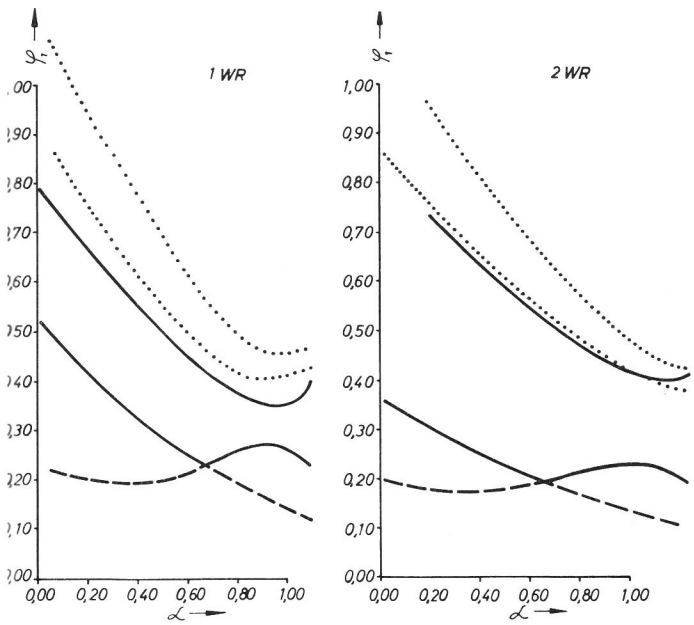


Bild 43
Vergleich theoretisch und praktisch ermittelter Grenzformänderungskurven bei Titanblech

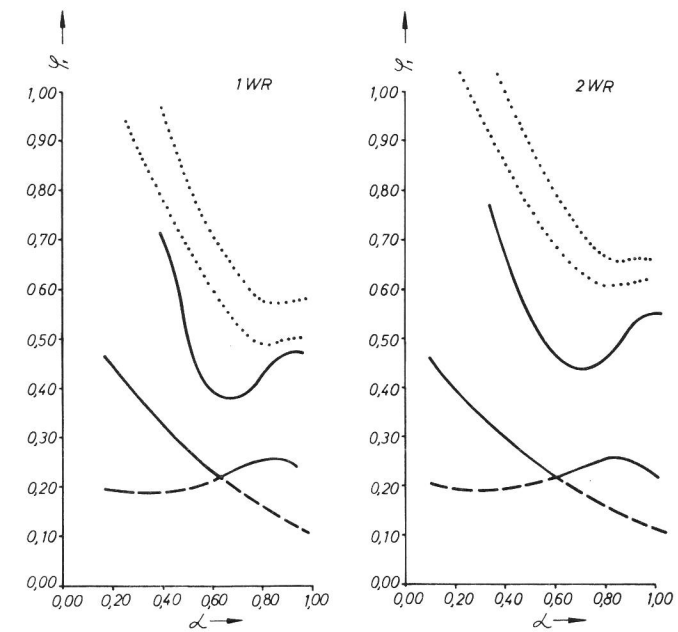


Bild 44
Vergleich theoretisch und praktisch ermittelter Grenzformänderungskurven bei Tiefziehblech

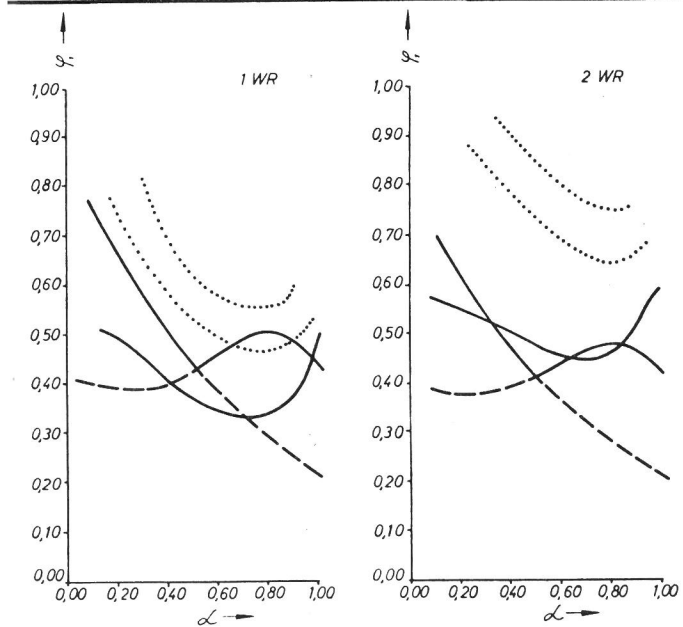
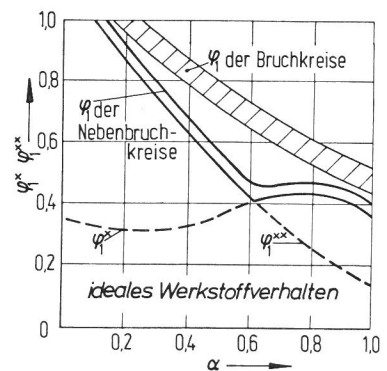
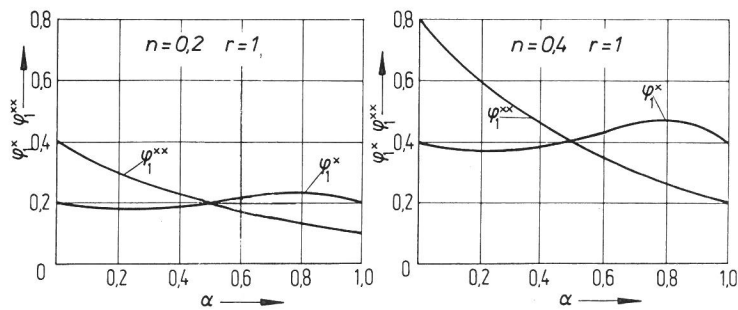
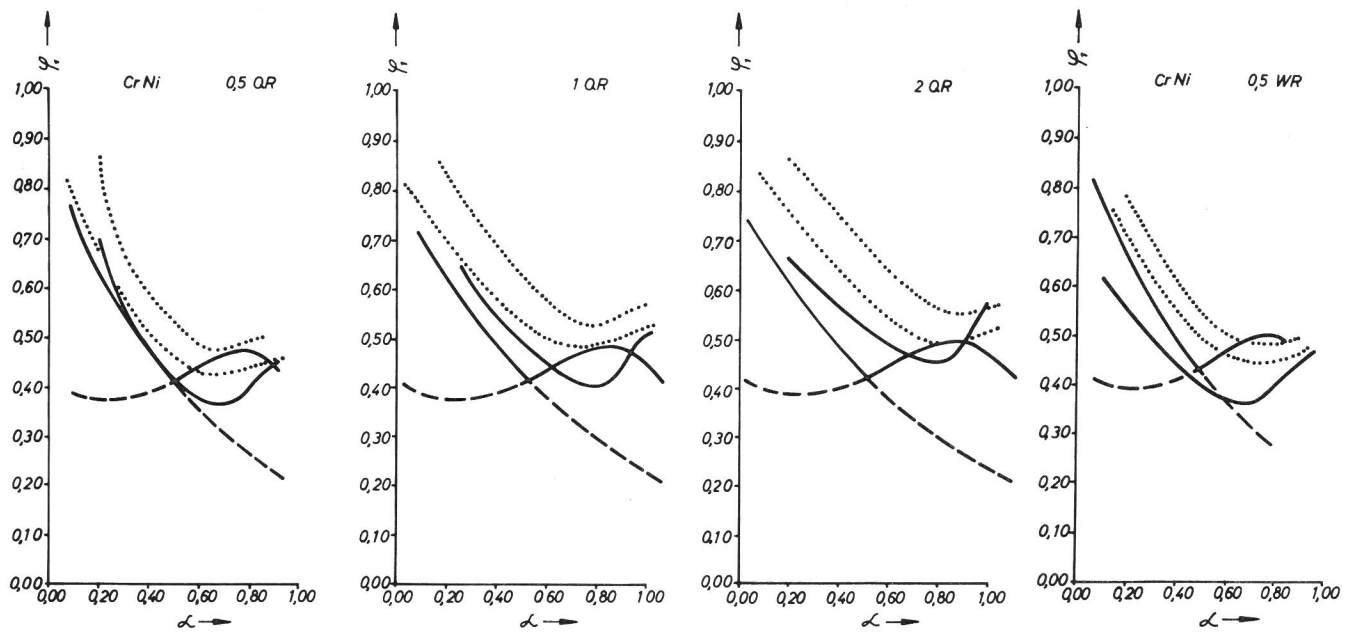
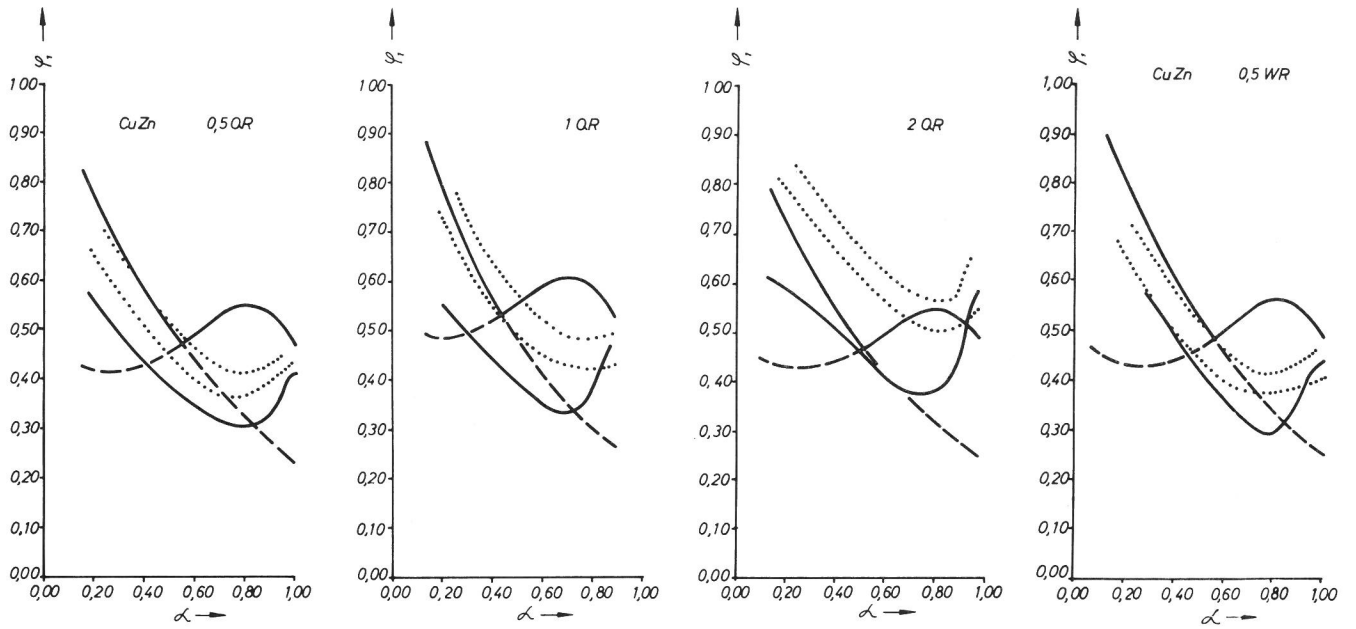


Bild 45
Vergleich theoretisch und praktisch ermittelter Grenzformänderungskurven bei Kupferblech



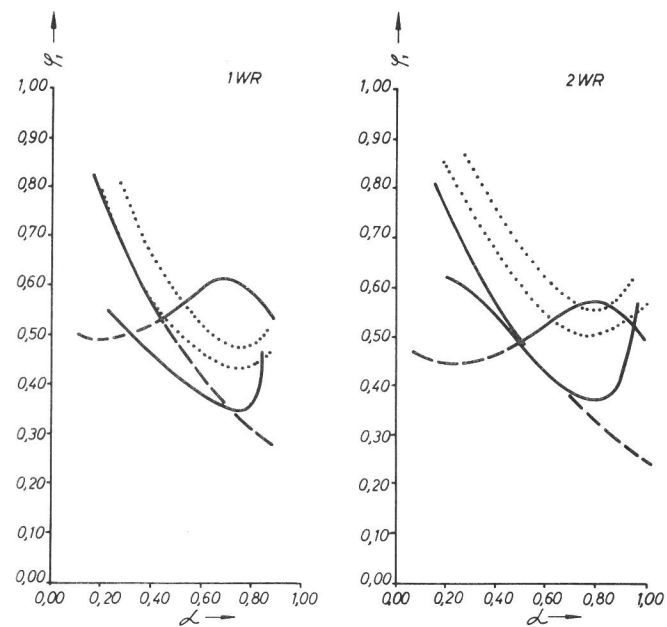


Bild 46
Vergleich theoretisch und praktisch ermittelter Grenzformänderungskurven bei Messingblech

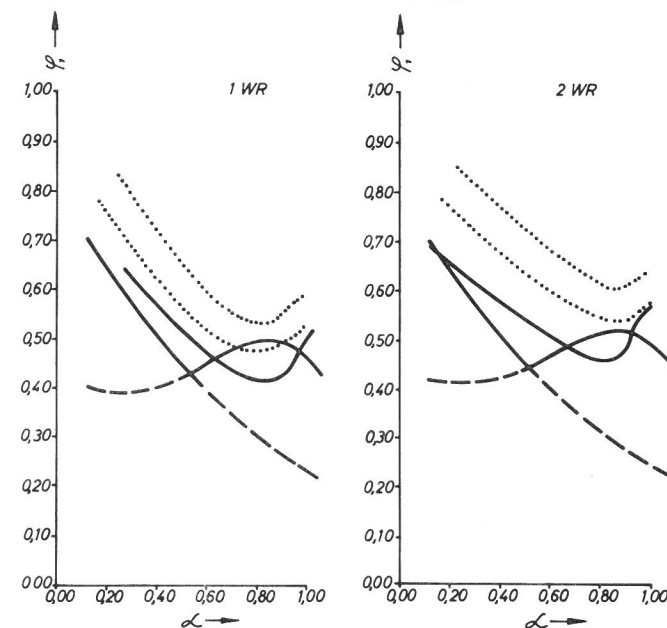


Bild 47
Vergleich theoretisch und praktisch ermittelter Grenzformänderungskurven bei CrNi-Blech

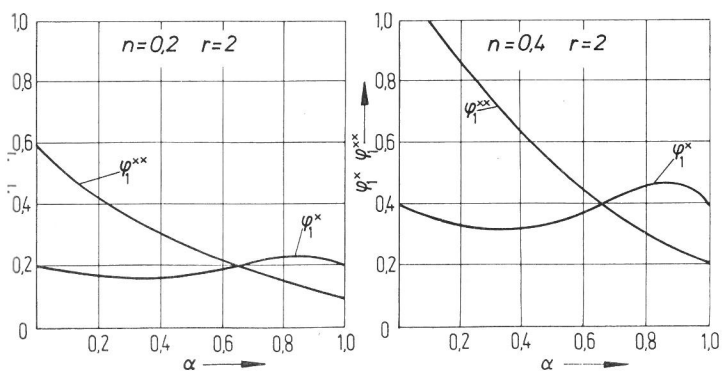


Bild 48
Einfluß von r - und n -Wert auf den theoretischen Verlauf der Grenzformänderungen φ_1^* und φ_1^{**}

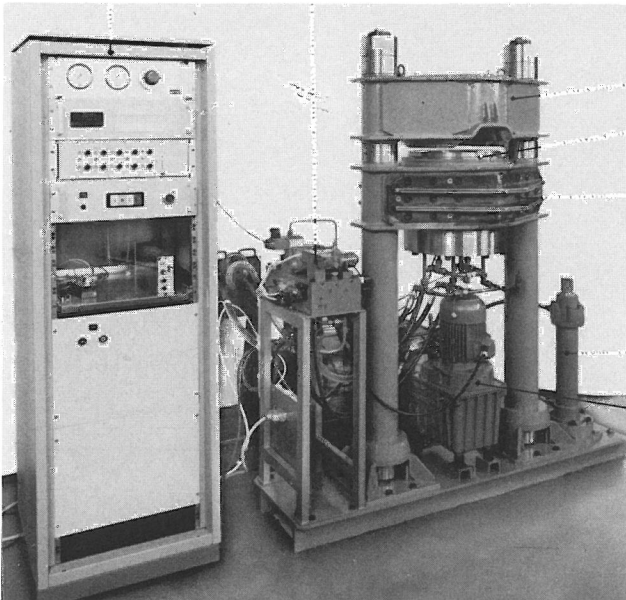
4. Hydraulisches Tiefen (Einbeulen)

Im hydraulischen Tiefungsversuch werden ebene Blechzuschnitte in einer Beulvorrichtung fest eingespannt und mit Drucköl zu Beulkörpern ausgeformt. Mit dem Versuch ist somit auch die Möglichkeit gegeben, das Werkstoffverhalten unter mehrachsiger Beanspruchung zu untersuchen. Das hydraulische Einbeulverfahren wird neuerdings im besonderen für die Ermittlung von Grenzformänderungen im Bereich des Spannungsverhältnisses $0,5 < \alpha \leq 1$ verwendet. Es bietet dabei den Vorteil der völligen Reibungsfreiheit gegenüber der Umformung mit festen Stempeln. Neben der Verarbeitung größerer Zuschnitte mit elliptischen Matrizen verschiedener Achsenverhältnisse liegt ein weiterer Vorteil dieses Verfahrens somit darin begründet, daß die erreichbare Grenzformänderung nur durch den Werkstoff selbst beeinflusst wird. Im hydraulischen Tiefungsversuch werden weit höhere Umformungsgrade erreicht als im einachsigen Zugversuch an Blechstreifen.

4.1 Versuchseinrichtungen

4.1.1 Die hydraulische Tiefungseinrichtung

Der reibungsfreie Tiefungsversuch zur Ermittlung von Grenzformänderungskurven stand bei der Konzipierung der Umformeinrichtung, Bild 49, sowie der speziellen Meßeinrichtungen im Vordergrund der Betrachtungen. Neben der Ermittlung von Grenzformänderungen bei unterschiedlichen Spannungszuständen sollte aber auch die gleichzeitige Aufnahme der entsprechenden Fließkurven möglich sein.



*Bild 49
Hydraulische Einbeulvorrichtung*

Blechroden mit einem Durchmesser von 380 mm werden zwischen oberem und unterem Querhaupt durch einen Niederhalterringkolben festgeklemmt. Der Erhöhung der Niederhalterkraft dient eine Druckübersetzung, die über ein Druckbegrenzerventil je nach Blechdicke und Festigkeit eingestellt werden kann. Einer Spülphase zur Entfernung des Luftpolsters folgt durch Betätigung eines elektrischen Druckbegrenzerventils die Steigerung des Arbeitsdruckes. Nach dem Bersten des Prüfcuschnittes wird durch Umschalten mehrerer elektrischer Wegeventile zunächst das Öl unter dem Probekörper und geraume Zeit später über eine Relaissteuerung unter dem Niederhalterkolben abgesaugt.

Verschiedene Spannungszustände α wurden mit drei unterschiedlichen Matrizen-
ausschnitten erzielt, Bild 50. Das kreisförmige Werkzeug mit 230 mm Durch-
messer ermöglicht equibiaxialen Zug. Zwei Ellipsenformen mit Hauptachsen-
verhältnissen 80/230 und 160/230 ergeben Spannungsverhältnisse $0,5 < \alpha < 0,9$.
Die Ermittlung der Grenzformänderungen erfolgt, wie zuvor in Kap. 3.1.5 be-
schrieben, durch Ausmessen des auf den Blechranden aufgetragenen Meßrasters.

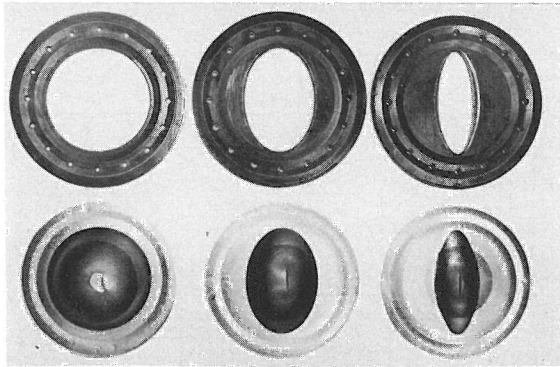


Bild 50
Matrizen und Beulkörper

Die hydraulische Einbeulvorrichtung war für Membranberstdrücke bis rd. 200 bar
ausgelegt. Bei kreisförmiger Matrize konnten alle Versuchsbleche zum Ver-
sagen gebracht werden; bei elliptischer Matrize war dies aufgrund des be-
nötigten Druckes bei den 2 mm dicken Blechen nicht immer möglich.
Beim 2 mm Kupferblech wurden mit allen 3 Matrizenformen die Grenzformände-
rungen erreicht, beim 2 mm dicken Stahl- und CuZn 37-Blech nur mit kreis-
förmiger und breitelliptischer, sowie beim 2 mm Ti- und CrNi-Blech nur mit
kreisförmiger Matrize.

Das 0,5 mm dicke Kupferblech und das 1 mm dicke Messingblech versagten beim
Einbeulen durch die schmale elliptische Matrize stets am Einlaufradius. An
dieser Stelle überlagern sich Biegung und Strecken bei ebener Dehnung einer
Scherbeanspruchung zu Beginn des Beulvorganges.

4.1.2 Datenerfassung zur Fließkurvenbestimmung

Zur Berechnung der Fließkurven ist die simultane Erfassung von 9 Meßdaten
erforderlich. Acht horizontale und vertikale Verschiebungen lieferte ein
Meßkopf, der weitgehend dem von Gologranc⁶⁹⁾ beschrieben gleicht, Bild 51.
Der Einsatz besonderer induktiver Wegaufnehmer *) war ohne zusätzliche Meß-
brücken möglich. Nullabgleich und Verstärkung der Meßsignale je nach Empfind-
lichkeit der Aufnehmer und Größe der Verschiebungen wurden mit Potentiometern
und Anpaßverstärkern vorgenommen. Die Kalibrierung erfolgte so, daß eine Meß-
spannung von 1 Volt je mm Verschiebung vorlag. Ein Flüssigkeitsdruckauf-
nehmer **) lieferte zusätzlich die Spannungswerte für den Druck. Diese neun
Meßwerte gelangten in die bereits unter 3.1.5 beschriebene Datenerfassungs-
anlage (Bild 52). Bei langsamer Drucksteigerung wurden 8 Koordinatenpunkte
der Meßtaster und der zugehörige Druck auf einem Lochstreifen gespeichert.
Über die Betrachtung der Beulkörpergeometrie ließen sich damit die Fließ-
kurven bei unterschiedlichen Spannungszuständen ermitteln.

*) Schaevitz, Typ HR - DC

**) Hottinger-Baldwin, Typ P 4 P

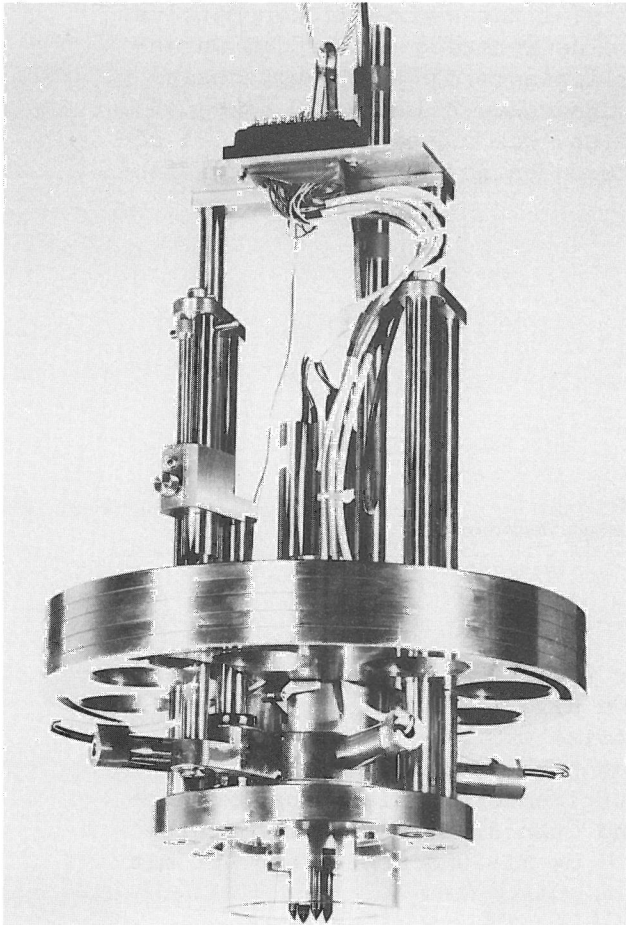


Bild 51
 Meßkopf zur kontinuierlichen Ermittlung der Schalengeometrie beim hydraulischen Einbeulversuch

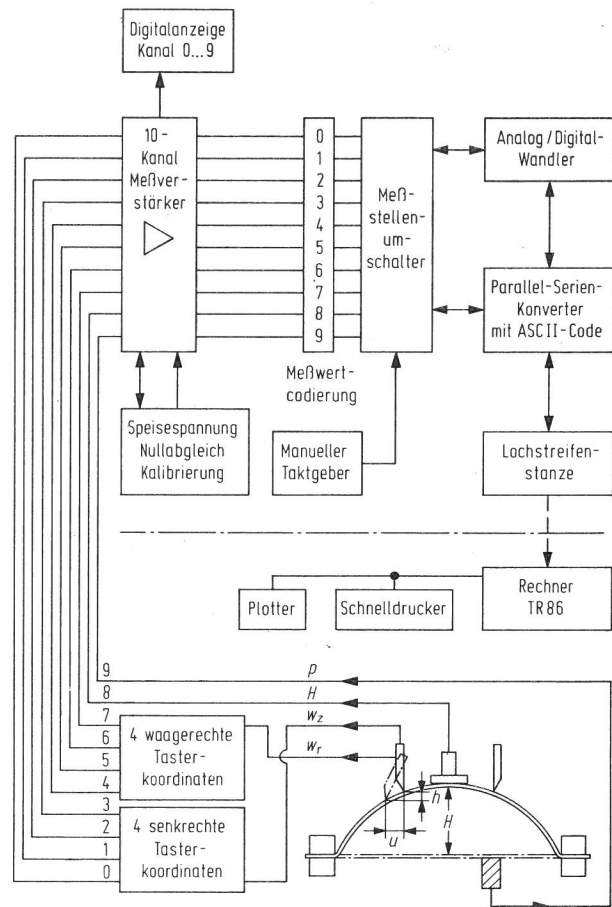


Bild 52
 OFF - LINE Meßanlage zur Ermittlung von Fließkurven

4.1.3 Berechnung der Spannungen und Dehnungen

4.1.3.1 Drehsymmetrische Verformung beim hydraulischen Einbeulversuch

Unter der Voraussetzung, daß der Beulkörper eine drehsymmetrische Schale bei überall gleichem Innendruck annimmt, lassen sich die Spannungen mit Hilfe der Membrantheorie ermitteln. In diese gehen dann lediglich der Beuldruck p sowie die Beulkörpergeometrie ein. Werkstoffspezifische Kenndaten haben bei dieser Betrachtung keinen Einfluß auf den Spannungszustand.

Aus den Gleichgewichtsbedingungen in radialer Richtung erhält man die Beziehung

$$\frac{\sigma_1}{\rho_1} + \frac{\sigma_2}{\rho_2} = \frac{p}{s} \quad (4.1)$$

mit den Hauptkrümmungsradien ρ_1 und ρ_2 ; s ist die Wanddicke der als sehr dünn vorausgesetzten Schale.

Die Hauptspannungen σ_1 und σ_2 ergeben sich außerdem aus dem Kräftegleichgewicht in den Hauptrichtungen zu

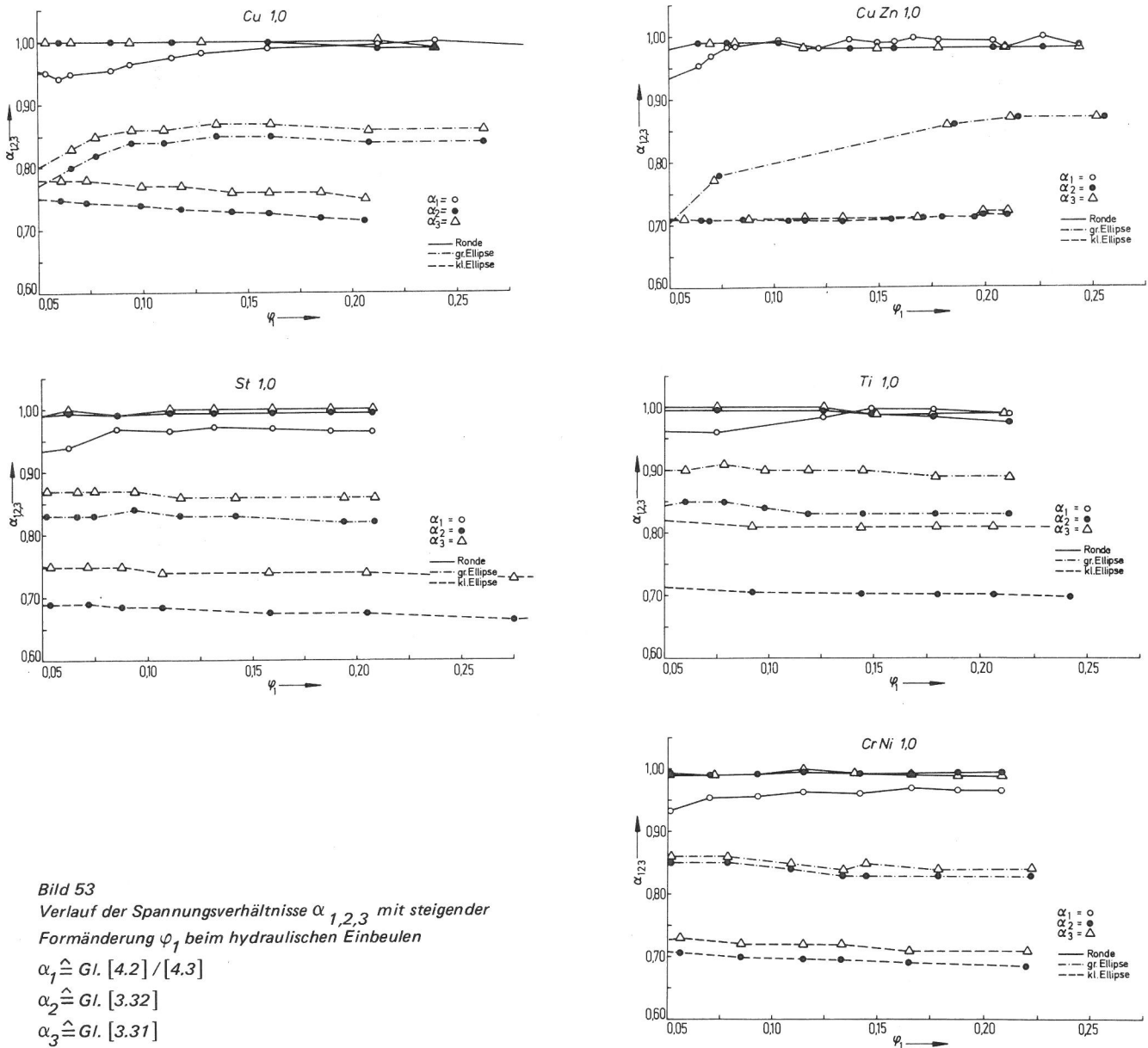
$$\sigma_1 = \frac{p \cdot \rho_2}{2 \cdot s} \quad (4.2)$$

$$\sigma_2 = \frac{p \cdot \rho_2}{2 \cdot s} \cdot \left(2 - \frac{\rho_2}{\rho_1} \right). \quad (4.3)$$

In diesem Zusammenhang sei auf die ausführliche Spannungs- und Dehnungsanalyse beim hydraulischen Tiefen von Gologranc 69) hingewiesen.

4.1.3.2 Berechnung der Hauptspannungen am Ellipsoidabschnitt

Ungeachtet der Tatsache, daß die entstehende Schale beim Einbeulen in ellipsoidische als auch paraboloidische Formen annehmen kann, ergeben sich aufgrund der großen Zuschnitte nachweislich konstante Hauptkrümmungsradien in weiten Bereichen der Beulkörper. Die aus der Membrantheorie für Drehschalen hergeleitete Beziehung Gl. (4.1) ist nicht auf solche beschränkt, sondern bei konstanten Hauptkrümmungsradien allgemein gültig.



Eine Möglichkeit der Ermittlung der absoluten Größe der Hauptspannungen ergibt sich aber aus der Substitution einer der Unbekannten σ_1 ; σ_2 durch das aus den Formänderungen ermittelte Spannungsverhältnis $\alpha = \sigma_2/\sigma_1$ entsprechend Gl. (3.30) bis (3.32). Die Problematik liegt dabei wieder in der Wahl der Berechnungsart. Sinnvollerweise sollte dazu der Fall der planaren sowie der der völligen Isotropie betrachtet werden. In Bild 53 sind die Verläufe der Spannungsverhältnisse entsprechend den drei Matrizen mit zunehmender Formänderung φ_1 aus Versuchen mit 1 mm dicken Blechen dargestellt. α_1 kennzeichnet dabei das aus der Membrantheorie entsprechend Gl. (4.2) und (4.3) gewonnene Verhältnis, während α_2 für den isotropen und α_3 für den planar isotropen Fall entsprechend Gl. (3.32) und (3.31) aus den Formänderungen ermittelt wurden. Vergleichbare Verhältnisse liegen nur für die Drehschale $\alpha = 1$ vor. Man erkennt die hinreichende Übereinstimmung der Verfahren zur Bestimmung von α aus dem Stoffgesetz sowie aus der Membrantheorie. Für kleinere α -Werte sowie zunehmendes r ergeben sich verständlicherweise größere Differenzen zwischen α_2 und α_3 . Für alle hier untersuchten Werkstoffe werden aufgrund dieser Ergebnisse bezüglich der Membranhauptspannungen sowohl der planar als auch der rotationssymmetrisch isotrope Fall zur Berechnung der Vergleichswerte σ_v und φ_v herangezogen.

4.1.4 Erfassung der Dehnungen mit dem modifizierten Meßkopf nach Goligranc⁶⁹⁾

Unter der Annahme, daß sich am Kuppenpol zwei kreisbogenförmige, jedoch nicht krümmungsgleiche Hauptschnittebenen ergeben, können die Umformgrade an dieser Stelle der Blechoberfläche in den Hauptschnittebenen aus den Bogenlängen b zu

$$\varphi_1 = \ln \frac{b_x}{2r_0} \quad \varphi_2 = \ln \frac{b_y}{2r_0} \quad (4.4)$$

errechnet werden. r_0 ist daher die Bezugslänge des ungebeulten Bleches (Bild 54).

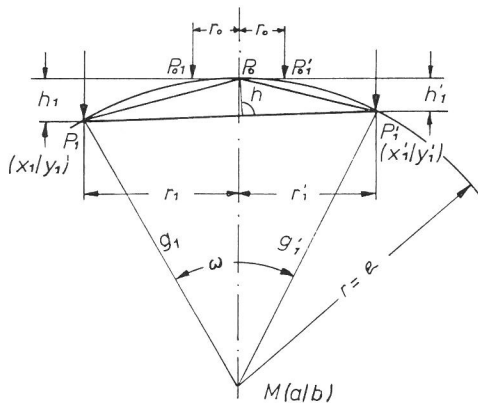


Bild 54
Erfassung der Schalengeometrie mit Hilfe des Meßkopfes

Die Bogenlänge $b = \frac{2\pi r \omega}{360}$ ist abhängig vom Mittelpunktswinkel ω zwischen zwei Tasterpunkten P_1 und P_1' und dem Zentrum mit den Schenkeln g_1 und g_1' :

$$\omega = \frac{m_1' - m_1}{1 + m_1 m_1'} \quad (4.5)$$

wobei m die Steigung der Geraden g_1 und g_1' darstellt:

$$m_1 = \frac{y_1 - b}{x_1 - a} \quad m_1' = \frac{y_1' - b}{x_1' - a} \quad (4.6)$$

Die Mittelpunktskoordinaten a und b sowie der Krümmungsradius ρ werden aus der allgemeinen Kreisgleichung

$$(x - a)^2 + (y - b)^2 = \rho^2 \quad (4.7)$$

durch Iteration in einer EDV-Anlage gewonnen.

Diese Verformungsanalyse mit dem Meßkopf setzt einen homogenen Formänderungszustand voraus. Mit einem Meßraster wurde diese Annahme überprüft. Innerhalb des Meßbereiches der Taster stellte sich dabei eine bestimmte Verteilung der Dickendehnung entlang der Meridiane ein. Das relativ große (> 10) Verhältnis von Matrizendurchmesser M_a zu Meßkreisdurchmesser M_k in dieser Untersuchung läßt für den Bereich der Gleichmaßdehnung einen Fehler $< 2\%$ zwischen berechnetem und effektivem φ_3 erwarten. Diese im Schalenscheitel von Gologranc⁶⁹⁾ ermittelte Abweichung wurde bei einem Durchmesser Verhältnis ≥ 5 gefunden. Für die Fließkurvenermittlung konnte daher in dieser Arbeit ein mittleres, aus den Globalverformungen φ_1 und φ_2 ermitteltes φ_3 benutzt werden.

Die Absenkung der Meßtaster bei waagerechter Auslenkung führt zu fehlerhaften Spannungswerten, falls keine Korrektur vorgenommen wird. Der funktionelle Zusammenhang zwischen horizontaler Meßspitzenbewegung und vertikalem Weg, registriert durch den Wegaufnehmer, wird wie bei Gologranc⁶⁹⁾ durch eine Näherungskorrektur berücksichtigt, Bild 55.

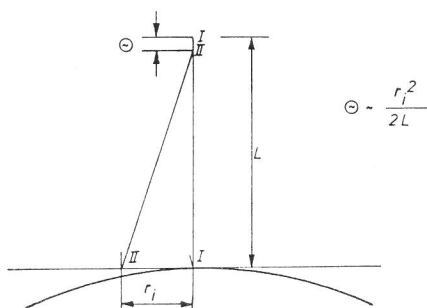


Bild 55
Scheinbare vertikale Verschiebung der Membran bei waagerechter Auslenkung der Meßtaster

4.2 Ergebnisse der hydraulischen Tiefungsversuche

4.2.1 Fließkurven bei biaxialem Spannungszustand

Die Fließkurven der zweiachsigen Versuche wurden bestimmt, um die daraus gewonnenen n -Werte anstelle der einachsigen Werte den zweiachsig ermittelten Grenzformänderungen zuzuordnen. Dazu wurden aus den geometrischen Verhältnissen am Pol der Beulkörper die Spannungen und Dehnungen in den Vorzugsrichtungen WR und QR unter Verwendung des Meßkopfes aus den Globalmessungen bestimmt. Um einen Vergleich dieser Daten mit einachsig ermittelten zu ermöglichen, müssen die Spannungen und Dehnungen in die Vergleichswerte σ_v und φ_v überführt werden. Es sollte dabei lediglich der Fall der planaren Isotropie in Betracht gezogen werden, da der equibiaxiale Zugversuch ein symmetrischer Formänderungsprozeß ist und die Ausbildung dieser Anisotropieform erwarten läßt. Bei Spannungsverhältnissen $\alpha < 1$ beinhaltet diese Annahme Fehler, da sich aufgrund der Texturausbildung (Kap. 5) keine absolut planare Isotropie einstellt. Der einachsig bestimmte orthogonale Anisotropiezustand kann dabei ebensowenig berücksichtigt werden wie die Tatsache, daß die planare Anisotropie während der Umformung abnimmt, aber wahrscheinlich nie vollständig abgebaut wird. Die Vergleichsspannung σ_v läßt sich entsprechend Gl. (1.13) und (1.15), die Vergleichsdehnung φ_v nach (1.22) sowie (1.23) für planare und für vollständige Isotropie berechnen. Die in den Bildern 56 bis 60 durch doppeltlogarithmische Auftragung linearisiert dargestellten Fließkurven lassen eine einfache Steigungsermittlung zu, Tab. 8.

Dicke	Cu			CuZn			St			Cr Ni			Ti			
	0,5	1	2	0,5	1	2	0,5	1	2	0,5	1	2	0,5	1	2	
$\alpha \sim$	0,0	0,39	0,43	0,42	0,47	0,52	0,47	0,23	0,22	0,22	0,41	0,42	0,42	0,11	0,14	0,14
	0,7		0,31	0,31	0,37	0,48	0,38	0,14	0,16	0,19	0,40	0,44	0,42	0,11	0,20	0,19
	0,85	0,19	0,19	0,32	0,31	0,38	0,37	0,12	0,16	0,19	0,42	0,43	0,38	0,12	0,20	0,19
	1,0	0,15	0,17	0,28	0,25	0,36	0,36	0,13	0,16	0,16	0,40	0,42	0,39	0,13	0,22	0,22

Tabelle 8
 \bar{n} -Werte in Abhängigkeit von Blechdicke und Spannungsverhältnis α

Ein meßtechnisches Problem wirkte sich bezüglich der z.T. stark unterschiedlichen Umformgrade bei der Fließkurvenaufnahme aus. Einerseits konnten mit dem max. darstellbaren Beuldruck nicht sämtliche Membranen zum Bersten gebracht werden, andererseits war, um einer Zerstörung des Meßkopfes vorzubeugen, die Verfolgung der Membrangeometrie am Pol nur bis ca. 90 % des aus Vorversuchen ermittelten Berstdruckes möglich. Verließen die Druck-Dehnungskurven bereits nach geringen Formänderungen sehr flach, mußte aus Sicherheitsgründen der Versuch u.U. bei der Hälfte des max. möglichen Umformgrades

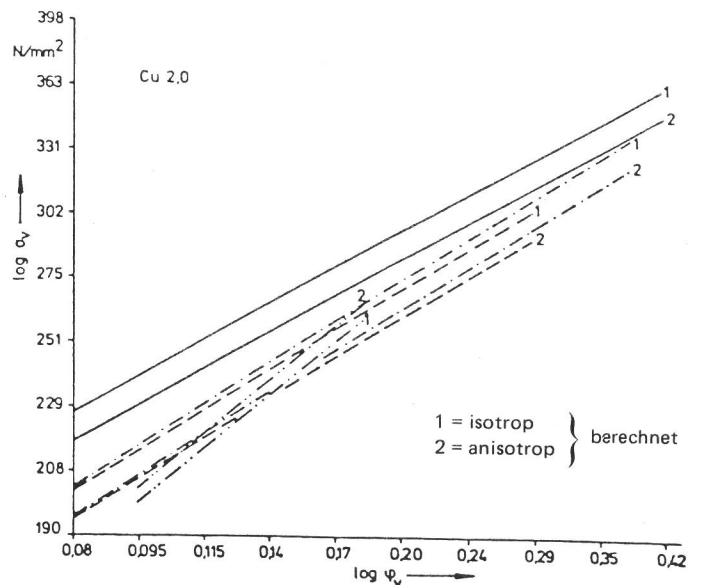
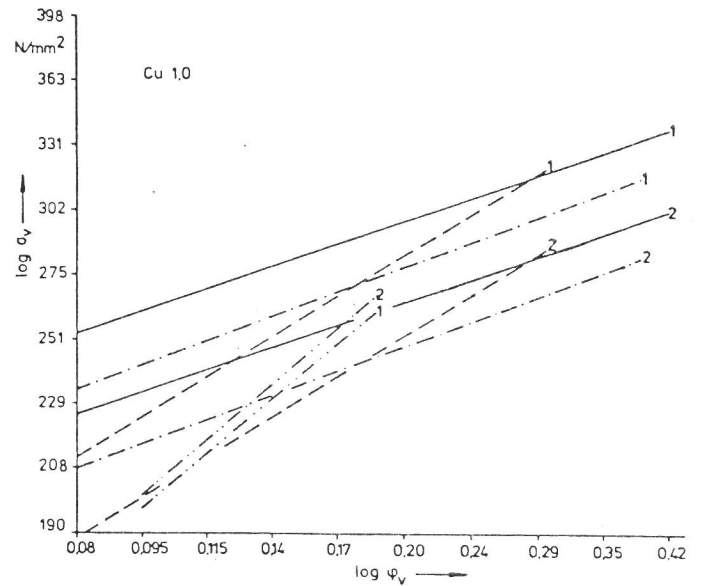
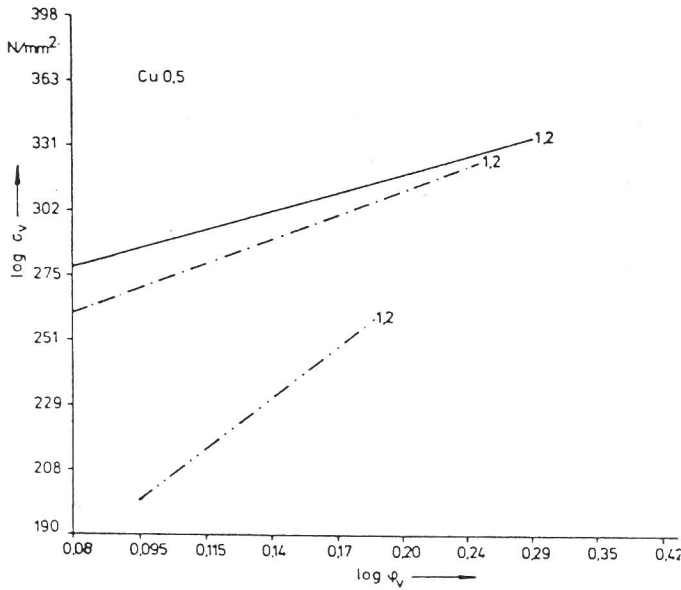


Bild 56
Doppeltlogarithmisch dargestellte Fließkurven der hydraulischen Einbeul- sowie der Zugversuche von Kupferblechen, SF Cu, verschiedener Dicken

- $\alpha \sim 1$ —————
- $\alpha \sim 0,85$ - - - - -
- $\alpha \sim 0,7$ - - - - -
- $\alpha \sim 0$ - · - · - ·

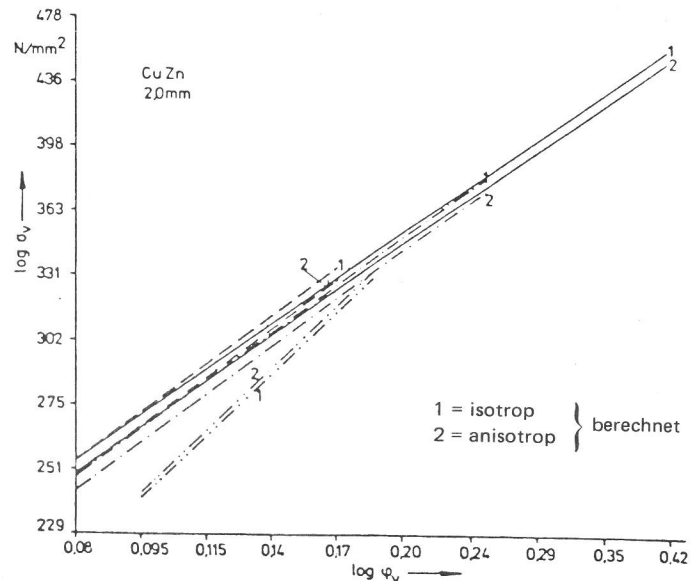
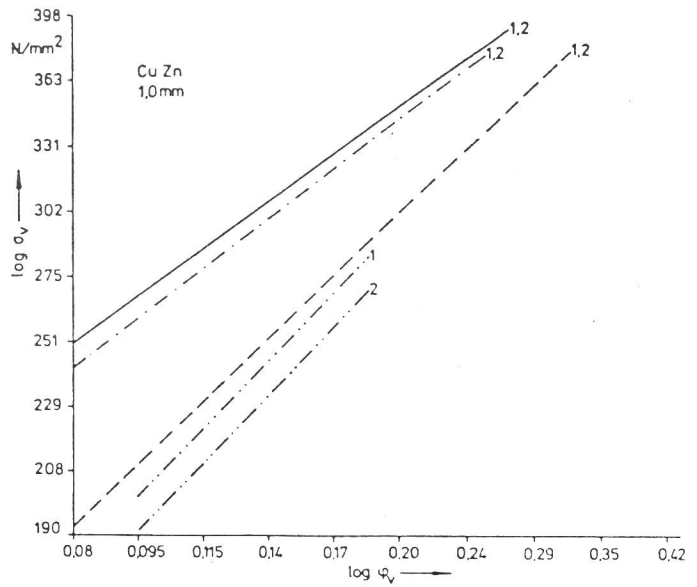
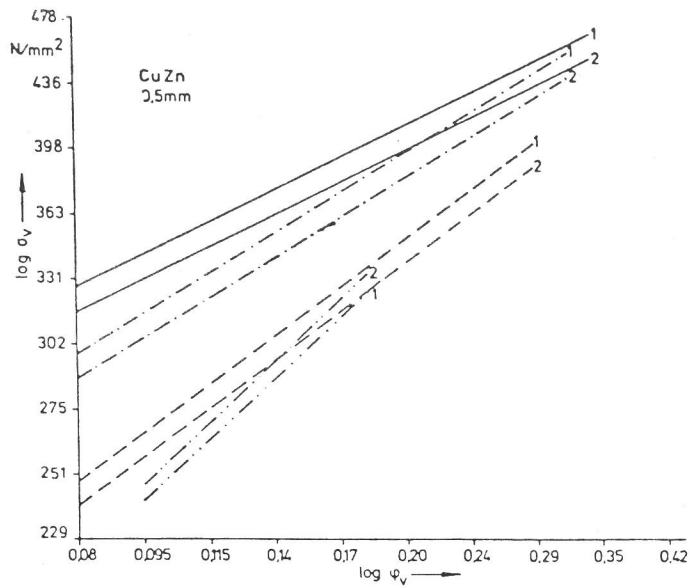


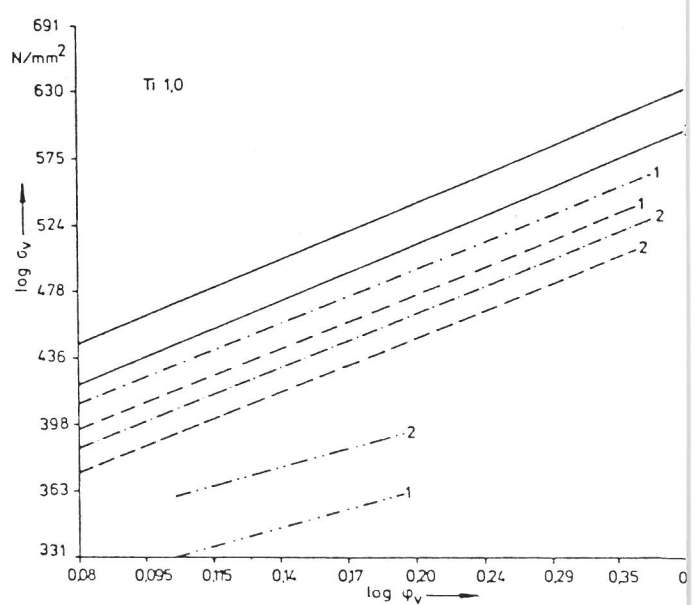
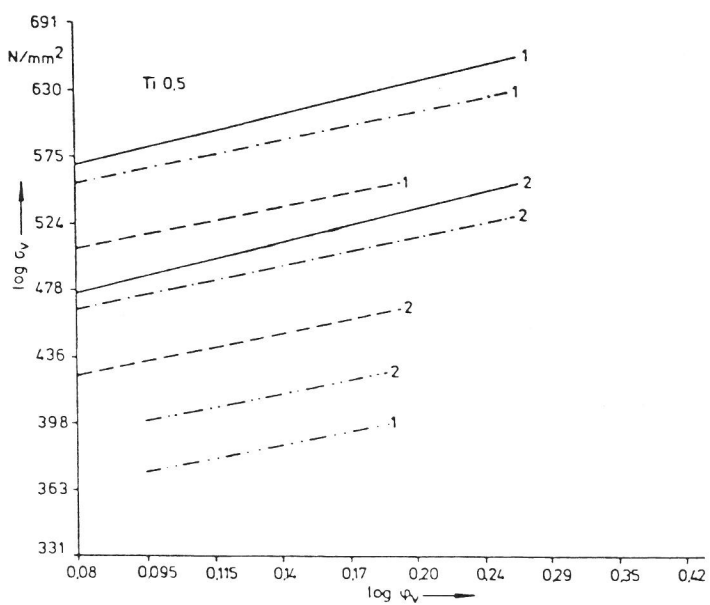
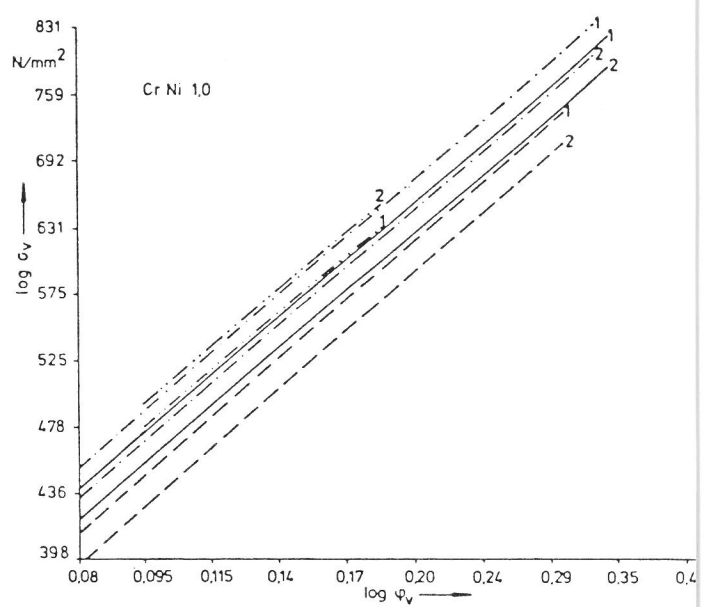
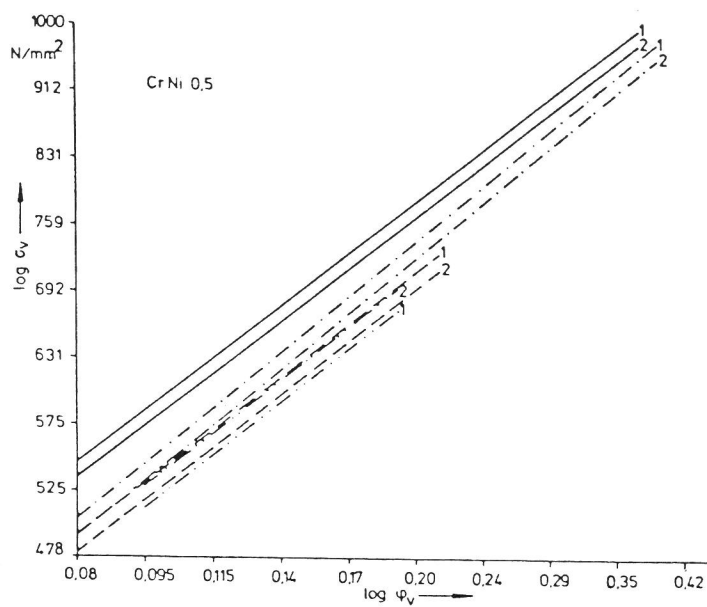
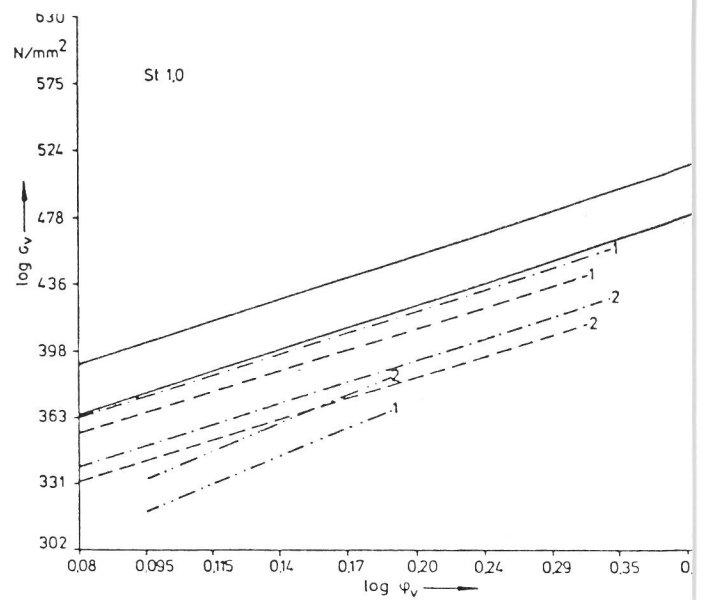
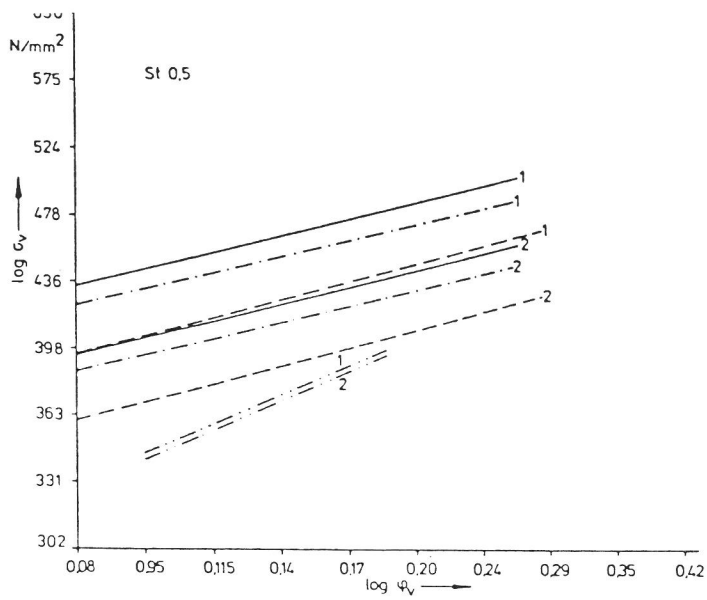
Bild 57
 Doppellogarithmisch dargestellte Fließkurven der hydraulischen
 Einbeul- sowie der Zugversuche von Messigblechen, Cu Zn 37,
 verschiedener Dicken

- $\alpha \sim 1$ —————
- $\alpha \sim 0,85$ - - - - -
- $\alpha \sim 0,7$ - - - - -
- $\alpha \sim 0$ - - - - -

1 = isotrop } berechnet
 2 = anisotrop }

abgebrochen werden. Bei abgehobenem Meßkopf konnte anschließend der Druck bis zum Bersten der Membran gesteigert und die Grenzformänderung anhand der Bruch- und Neben-Kreise ermittelt werden.

Neben den bekannten Einflüssen von Temperatur und Formänderungsgeschwindigkeit her auf die Fließkurven wird aus den Bildern 56 bis 60 der zusätzliche Einfluß des Spannungszustandes deutlich. Eine Zunahme der Fließspannung bei vergleichbarer Formänderung vom uni- zum biaxialem Zug ist auch von Gologranc⁶⁹⁾, Pearce und Ganguli¹²⁾ sowie Horta, Roberts und Wilson⁴⁴⁾ festgestellt worden. Die in dieser Arbeit zusätzlich verwirklichten Spannungsverhältnisse zwischen den beiden Extrembedingungen verdeutlichen den kontinuierlichen Anstieg. Die Zunahme der Fließspannungsdifferenz mit steigendem r-Wert ist eindeutig auf den wachsenden Widerstand gegen eine Verformung aus der Dicke heraus zurückzuführen. Sowohl bei isotroper als auch bei anisotroper Fließkurvenberechnung wird hier eine deutliche Tendenz aufgezeigt. Demnach wird eine Texturverfestigung bei zunehmender Zweiachsigkeit des Spannungszustandes ausgeprägter. Für Stahlbleche mit unterschiedlich hohen r-Werten wurde dies an anderer Stelle bereits bestätigt⁴⁴⁾. Die theoretische Erwartung deckt sich in diesem Fall mit den experimentellen Ergebnissen, wonach mit steigendem r-Wert der Fließwiderstand im 1. und 3. Quadranten der Fließortkurven stark ansteigt und im 2. und 4. geringfügig abfällt.



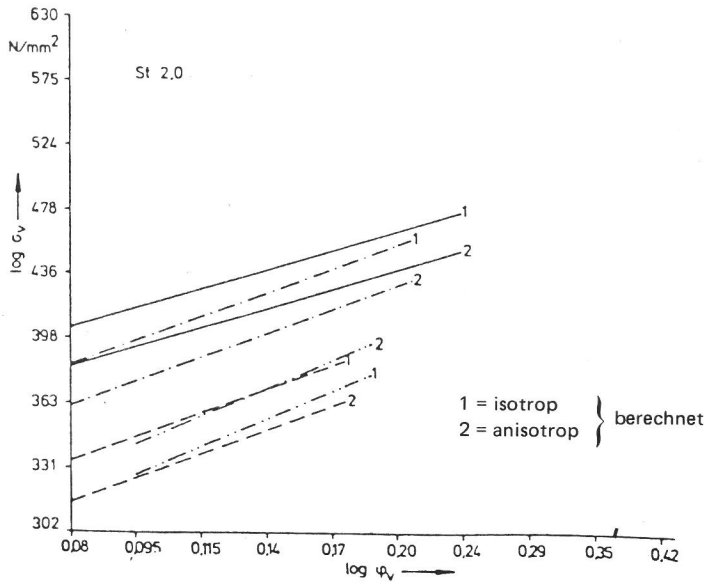


Bild 58
Doppeltlogarithmisch dargestellte Fließkurven der hydraulischen Einbeul- sowie der Zugversuche von Tiefziehstahlblechen, R St 14.03, verschiedener Dicken

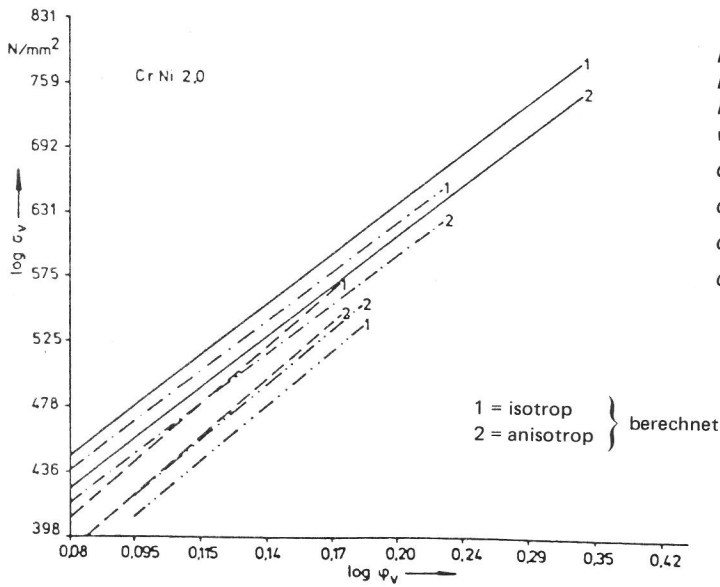


Bild 59
Doppeltlogarithmisch dargestellte Fließkurven der hydraulischen Einbeul- sowie der Zugversuche von X 5 Cr Ni 189— Stahlblechen verschiedener Dicken

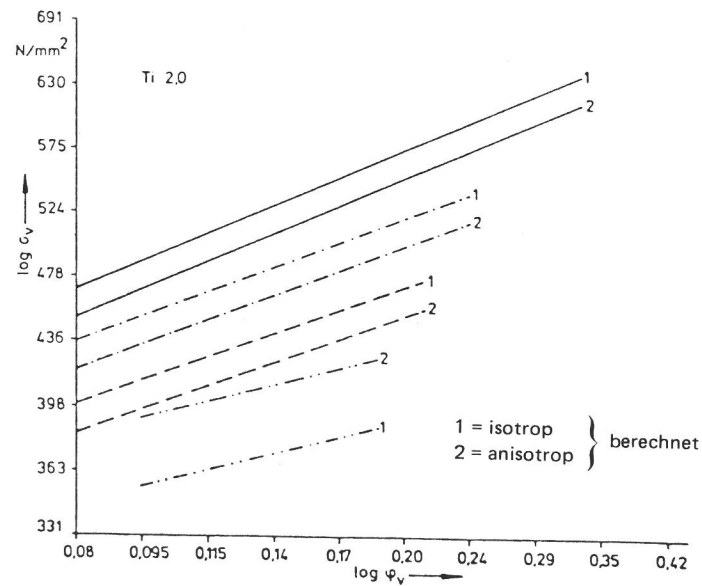


Bild 60
Doppeltlogarithmisch dargestellte Fließkurven der hydraulischen Einbeul- sowie der Zugversuche von Titanblechen verschiedener Dicken

In diesem Zusammenhang sei auf das allgemeine Problem des Einflusses der Probenabmessungen und der Verfahren zur Fließkurvenbestimmung hingewiesen. Neben den Unterschieden, die sich bereits zwischen Stauch- und Zugversuch ergeben, tritt beim biaxialen Zug der Abmessungseinfluß als weiterer Parameter auf. Selbst beim hydraulischen Einbeulen eines Werkstoffs in verschiedenen große kreisförmige Matrizen sollen sich Differenzen sowohl bezüglich der Höhenlage der Fließkurven als auch bezüglich deren Steigungen ergeben⁴⁴⁾. Kleinere Werkzeuge erhöhen den Fließwiderstand aufgrund erhöhter Dehnungsgradienten und der Rand- bzw. Einspannungseinflüsse.

Sollten also die Fließkurvendifferenzen allein auf Belastungsart sowie Probengeometrie zurückzuführen sein, wäre nicht zu erwarten, daß auch die Steigungen werkstoffspezifische Einflüsse erkennen lassen. Es zeigt sich aber, daß auch der Verfestigungsexponent einer systematischen Beeinflussung unterliegt. Diese bezieht sich einerseits auf das Spannungsverhältnis, andererseits auch auf den Werkstoff selbst. Das Verfestigungsvermögen bei einachsiger Zugbeanspruchung kann unterschiedlich sein im Vergleich zum zweiachsigen Versuch mit einem kontinuierlichen Übergang dazwischen. Eine Bestätigung findet diese Aussage in den Arbeiten von Pearce und Ganguli¹²⁾ sowie Bramley und Mellor³⁰⁾ und den hier vorliegenden Ergebnissen. Kupfer, Bild 56, und Messing, Bild 57, zeigen ebenso wie ferritisches Stahlblech, Bild 58, ein abnehmendes Verfestigungsvermögen mit zunehmendem Spannungsverhältnis α . Austenitisches Cr-Ni-Blech, Bild 59, zeigt kaum eine Beeinflussung durch α , während Titan, Bild 60, ein leicht erhöhtes Verfestigungsvermögen mit steigendem α erkennen läßt.

4.2.2 Fließortkurven

Zur Veranschaulichung des Werkstoffverhaltens bei verschiedenen ebenen Spannungszuständen wird die sog. Fließortkurve konstruiert, wobei der Fließort als der Punkt definiert wird, bei dem plastisches Fließen eintritt. Unabhängig vom Spannungszustand nimmt die plastische Formänderungsarbeit für die auf der Kurve liegenden Orte Maximalwerte an. Bei der Konstruktion der Fließortkurven verwendet man die Hauptspannungsrichtungen als Koordinatenachsen und projiziert die Fließorte auf die Ebene der beiden Hauptspannungen. Konstanter Parameter bei der Darstellung der Fließortkurve ist die Vergleichsspannung, d.h. die Fließortkurve ist als Ort konstanter Vergleichsspannung anzusehen.

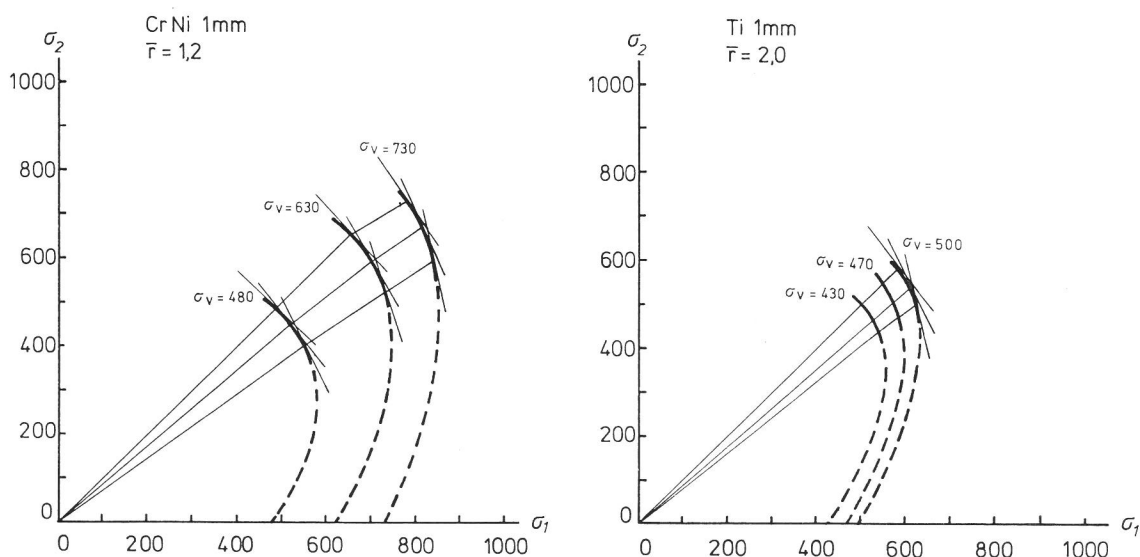


Bild 61
Fließortkurven verschieden stark texturverfestigender Werkstoffe

Die Konstruktion der Fließortkurven, Bild 61, erfolgte aus den mit Hilfe der Anisotropiekenndaten aus dem Zugversuch unter der Annahme planarer Isotropie berechneten Spannungen und Formänderungen, die aus den Beulversuchen mit unterschiedlichen Matrizen gewonnen wurden. Die Form der Fließortkurve wird dabei durch die Texturverfestigung beeinflusst. Insbesondere bei Titan, Bild 61, kommen die aufgetragenen Ergebnisse den theoretischen Erwartungen im Sinne einer ausgeprägten Zunahme der Spannungen im 1. Quadranten mit steigendem r -Wert nahe. Gut zu erkennen sind ebenfalls die Unterschiede der sich jeweils einstellenden Spannungsverhältnisse. Bei gleichen Matrizen liegen die Werte des stärker texturierten Titanbleches näher bei $\alpha = 1$.

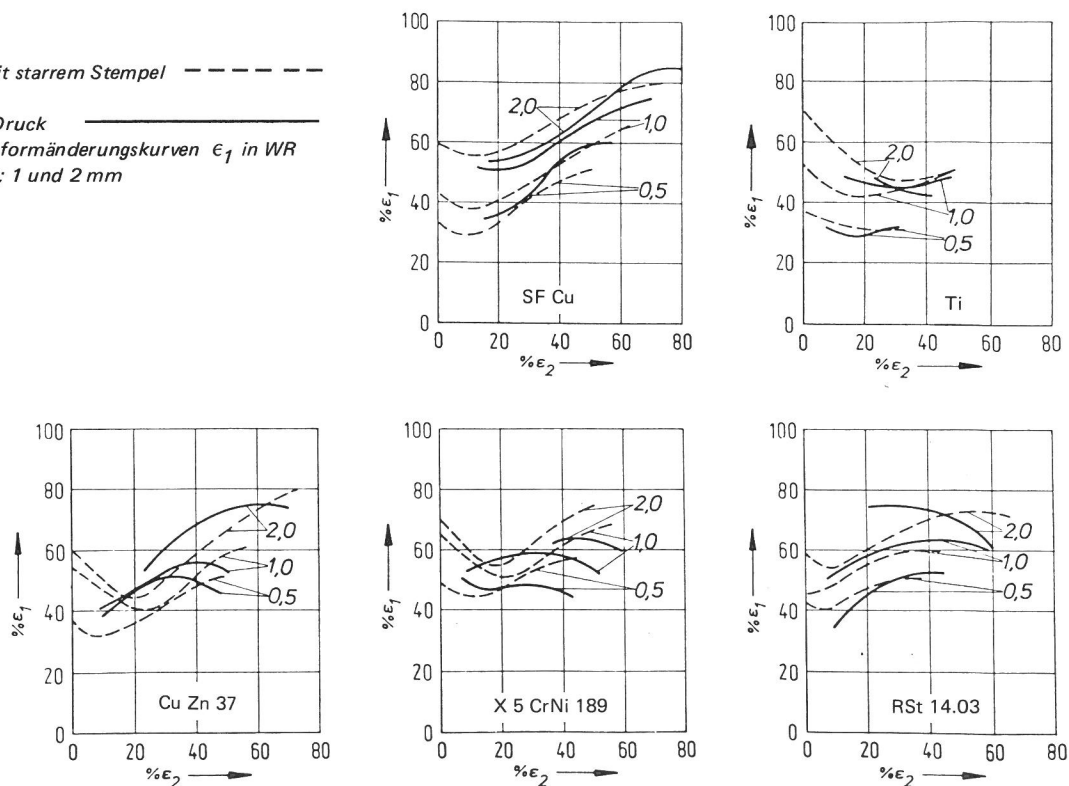
Isotrop bleibender Werkstoff zeigt mit zunehmender Vergleichsspannung konzentrisch sich vergrößernde Fließortkurven. Bei bereits geringfügig anisotropem Verhalten ist dies nicht mehr der Fall, wie am Beispiel des CrNi-Bleches, Bild 61, deutlich wird.

4.2.3 Grenzformänderungen beim hydraulischen Einbeulen

Die Reibung beim Umformen mit starren Werkzeugen kann unterschiedliche Folgen auf ein Umformergebnis haben: Es kann zu einem frühzeitig oder zu einem verzögert eintretenden Versagen kommen. Ergibt sich im Vergleich zum reibungslosen hydraulischen Einbeulversuch hinsichtlich Form und Höhenlage der FLC kein Unterschied, dann haben optimale Schmierungsverhältnisse vorgelegen. Diese Aussage ist jedoch nur im Bereich zweier positiver Formänderungen in der Blechebene $\alpha > 0,5$ möglich, da aufgrund der gewählten Umformbedingungen andere für einen Vergleich nicht zur Verfügung stehen.

Der Streubereich der Nebenkreisformänderungen bewegt sich auch beim hydraulischen Einbeulen in dem von der Umformung mit starrem Stempel her bekannten Rahmen. Festzustellen ist aber auch hier, daß mehrere Versuche bei gleicher Matrizenform bei auch sonst unveränderten Versuchsparametern niemals zu gleichen Grenzformänderungen führten. Nur Werkstoffinhomogenitäten können als Klärung für dieses Phänomen herangezogen werden. Unterhalb der in den

Bild 62
 Vergleich der mit starrem Stempel
 und
 hydraulischem Druck
 erzeugten Grenzformänderungskurven ϵ_1 in WR
 Blechdicken 0,5; 1 und 2 mm



Bildern 62 für einen Vergleich dargestellten Grenzformänderungskurven trat weder ein Bruch noch eine lokalisierte Einschnürung auf. Alle Kurven stellen Ergebnisse dar, bei denen die Hauptformänderung ϵ_1 in WR lag.

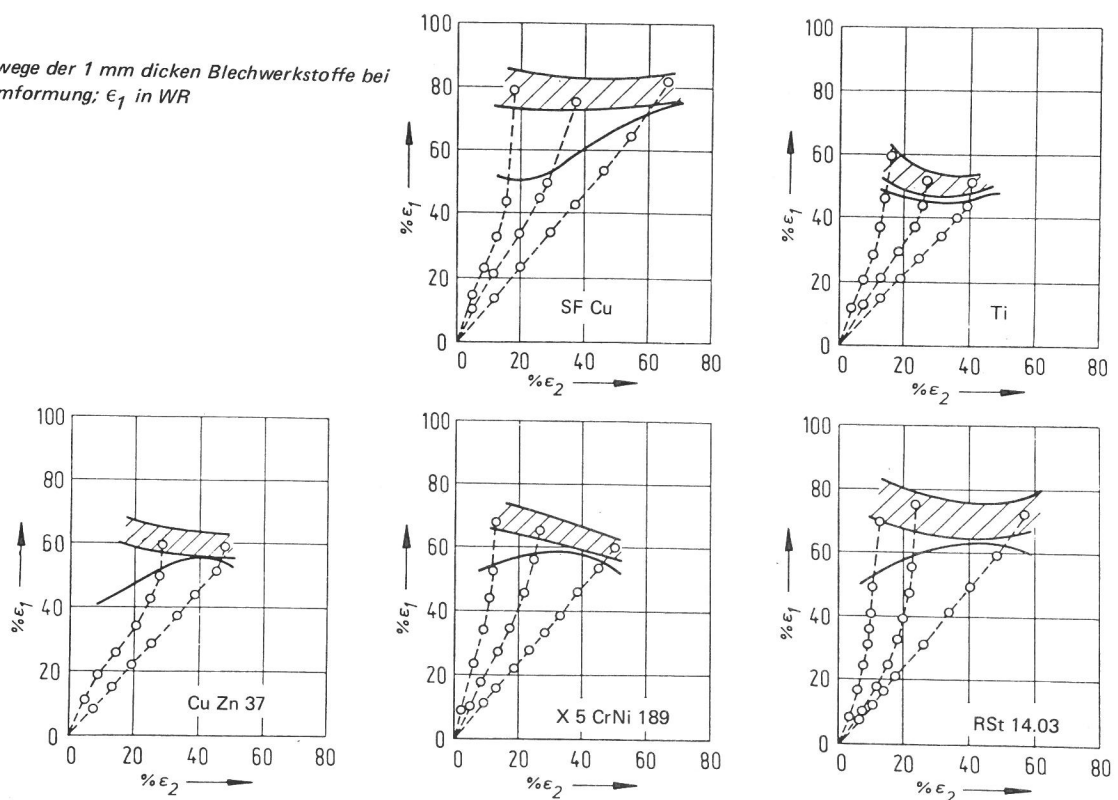
Auffallend ist, daß beim Spannungsverhältnis $\alpha \approx 1$ Grenzformänderungsverhältnisse $\beta \approx 1$ erreicht wurden, während beim Kugelstempelversuch sich Formänderungsverhältnisse ergaben, die stets kleiner als 1 waren. Daraus folgen oft Überschneidungen der jeweils zu vergleichenden Grenzformänderungskurven. Durch den ausgeprägten lokalisierten Einschnürprozeß beim reibungsbehafteten Versuch (vgl. Kap. 3.2.1.1 und 4.2.5) werden offenbar benachbarte Materialbereiche derart beeinflußt, daß sich tendentiell der ebene Dehnungszustand einstellt und eine erhöhte Grenzdehnung ϵ_1 die Folge ist. Insbesondere bei Cu-, CuZn- und den 2 mm dicken Blechen, die sich relativ stark aus der Dicke verformen können, liegen die hydraulischen Grenzformänderungswerte bei ideal zweiachsiger Beanspruchung unter den im reibungsbehafteten Versuch ermittelten; das Erreichen eines Grenzformänderungsverhältnisses $\beta = 1$ läßt schließlich auch rückschließen auf die noch vorhandene planare Anisotropie.

Eindeutig ist auch der Einfluß der Blechdicke auf die Höhenlage der FLC, wobei sich aber gleichzeitig auch eine erhöhte Grenzformänderung ϵ_2 ergibt. Eine weitere Bestätigung der Ergebnisse der reibungsbehafteten Versuche wurde bei Betrachtung der Einflüsse von r und n gefunden. Eine eindeutige Zuordnung hoher Grenzformänderungen zu hohem n wird insbesondere durch die erreichten ϵ_2 -Werte dokumentiert. Je nach Werkstoff kann die größere Formänderung ϵ_1 im Bereich $0,5 < \alpha < 1$ ein Maximum durchlaufen. Erhöhte r -Werte scheinen insgesamt negative Einflüsse auf das Grenzformänderungsvermögen im betrachteten begrenzten Spannungsbereich auszuüben.

4.2.4 Formänderungsanalyse bei reibungsloser Tiefung

Weitere Aufschlüsse über die Ursachen der Unterschiede zwischen den FLC beim Einbeulen über einem festen Stempel und beim reibungsfreien Tiefen werden von einer Analyse der Verformungswege erwartet. Die Verformungswege beim hydraulischen Tiefen, Bild 63, zeigen annähernd die aus den reibungsbehaftete-

Bild 63
Formänderungswege der 1 mm dicken Blechwerkstoffe bei hydraulischer Umformung; ϵ_1 in WR



ten Versuchen bekannten Verläufe. Ein stetiger, insbesondere zu Beginn der Verformung nicht von Stempelabmessungen beeinflusster Verformungsweg führt letztlich bis zur Bruchformänderung. Auffallend ist dabei die konstante Steigung des equibiaxialen Formänderungsweges bei $\alpha = 1$ sowie die Steigungsänderungen der beiden anderen Kurven bei $\alpha < 1$. In diesen beiden Fällen kann nicht von konstanten Formänderungsverhältnissen gesprochen werden. Die Umlagerung zur ebenen Dehnung hin wird insbesondere im Einschnürbereich vor dem Erreichen der Bruchformänderung deutlich. Der geringe Zuwachs von ϵ_2 kann vielleicht so erklärt werden, daß sich die Verformung in Richtung 1 bereits am Pol konzentriert, während sich die in Richtung 2 noch global auf einen größeren Abschnitt verteilt, wozu der weitaus längere Bogen über der großen Ellipsenachse eine bessere Möglichkeit bietet.

Ermittelt wurden die Formänderungswege während des kontinuierlichen Versuchs mit Hilfe des oben beschriebenen Meßkopfes und nach dem Bersten durch Ausmessen von Bruch- und Nebenbruchkreisdehnung derselben Membran.

4.2.5 Dickenformänderung φ_3 und Einschnürungskennzeichnung ψ .

Weitere Aufschlüsse über Unterschiede der verwendeten Tiefungsverfahren werden von einem Vergleich der Dickenformänderungen im Bruchbereich erwartet, Bilder 24 bis 29 und 64 bis 69. Bei vergleichbaren Spannungsverhältnissen ist der lokalisierte Dehnungsanteil der reibungsbehafteten Versuche deutlich größer als der der reibungsfreien hydraulischen Versuche.

Bei gleichem Niveau der diffusen Einschnürformänderung in Dickenrichtung verringert sich die Ausprägung der lokalen Einschnürung mit zunehmender Blechdicke und wachsender Biaxialität α . Der Reibungseinfluß bei biaxialer Zugbeanspruchung scheint häufig eine Lokalisierung der Dehnung hinauszuzögern. Die "bremsende" Wirkung der Reibung verlangsamt dann den Einschnürungsprozeß, wodurch weiteres stabiles Fließen des Werkstoffs ermöglicht wird. Eine erhöhte Grenzformänderung ist weiterhin als Nebeneffekt einer Beanspruchungsverteilung auf größere Werkstoffbereiche zu deuten. Natürlich ist bei dieser Betrachtung der Einfluß der Probenabmessungen nicht vernachlässigbar. Die gleichmäßigere Formänderungsverteilung beim hydraulischen Versuch beinhaltet diesen Parameter bereits.

Reibungs- und Abmessungsparameter beeinflussen jedoch nicht sämtliche hier untersuchten Blechwerkstoffe im gleichen Sinne. Die größten Werte der diffusen Grenzformänderung beim hydraulischen Versuch liegen bei CuZn-, Bild 66, und Ti-Blech, Bild 64, über, für Stahl-, Bild 68, sowie Cu-Blech, Bild 65, auf vergleichbarem und für Cr Ni-Blech, Bild 67, unter dem Niveau der Kugelstempelversuche. Sich überschneidende Grenzformänderungskurven wie beispielsweise im Fall des 2 mm dicken Messingsbleches - wobei bei equibiaxialer Zugbeanspruchung die Kugelstempel-FLC ein höheres ϵ_1 bei gleichem ϵ_2 erreicht - werden auch aus dem Vergleich der Dickenformänderungsverläufe erkannt. Größere Formänderungen φ_1 und φ_2 müssen sich nach dem Gesetz der Volumenkonstanz zwangsläufig auch in eine erhöhte Dickenformänderung φ_3 umsetzen.

Kontinuierliche Kurven bei den dicken und stufenweise bei den dünneren Blechen wurden sowohl bei reibungsfreien als auch bei reibungsbehafteten Umformbedingungen ermittelt. Einen überschaubaren Vergleich der Einschnürungsverhältnisse ermöglicht Bild 69. Analog Kap. 3.2.1.1 wurde die Einschnürungskennzeichnung ψ ermittelt und über dem Spannungsverhältnis aufgetragen. Die unterschiedliche aber zumeist stetige Abnahme von ψ mit sinkendem α ergibt Aufschluß über die Formänderungsverteilung im engeren Bruchbereich und kann zur Kennzeichnung des Widerstandes des Bleches gegen Ausbildung lokalisierter Einschnürungen gewertet werden. Entgegen den theoretischen Erwartungen treten im betrachteten Spannungsbereich immer lokalisierte Einschnürungen auf, deren Ausprägung mit steigendem α allerdings abnimmt.

Verlauf der Dickenformänderung φ_3 beim hydraulischen Einbeulen und verschiedenen Grenzspannungsverhältnissen α

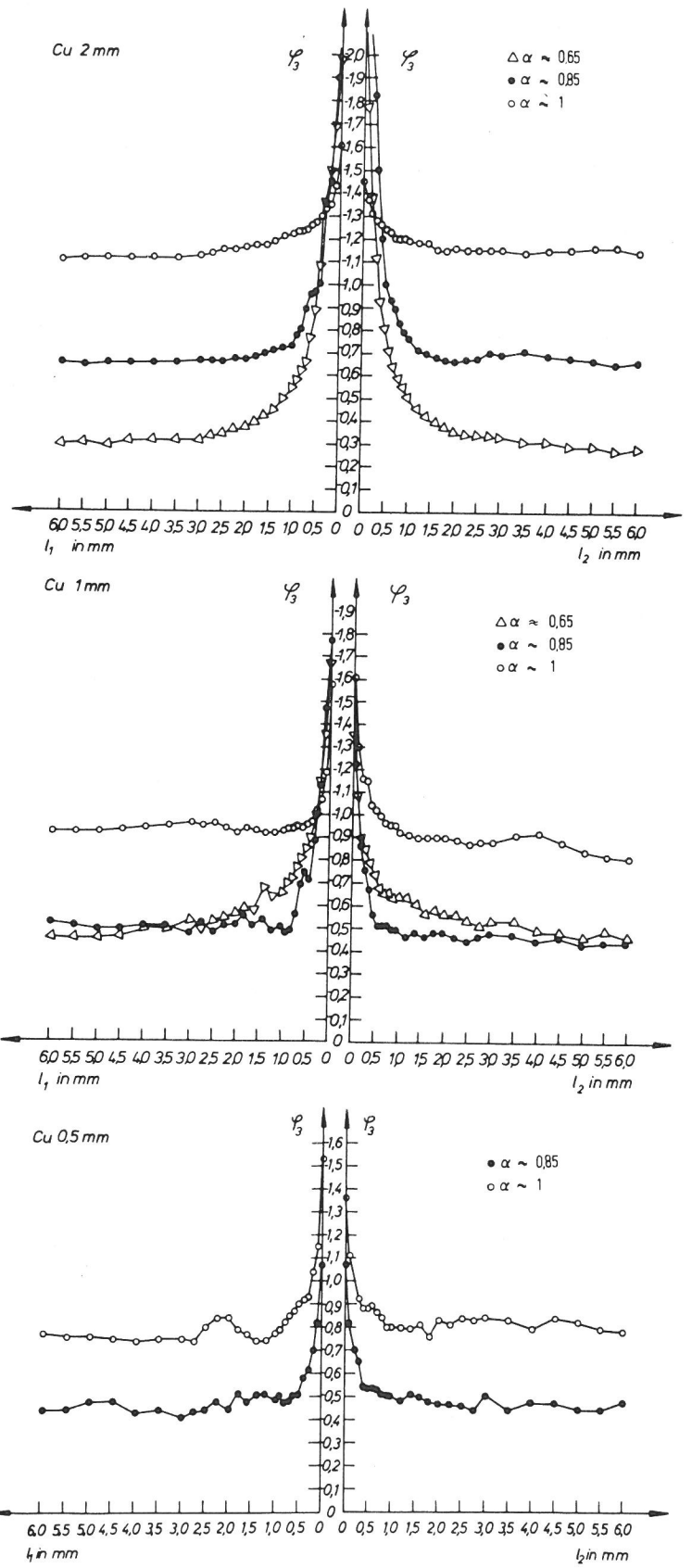
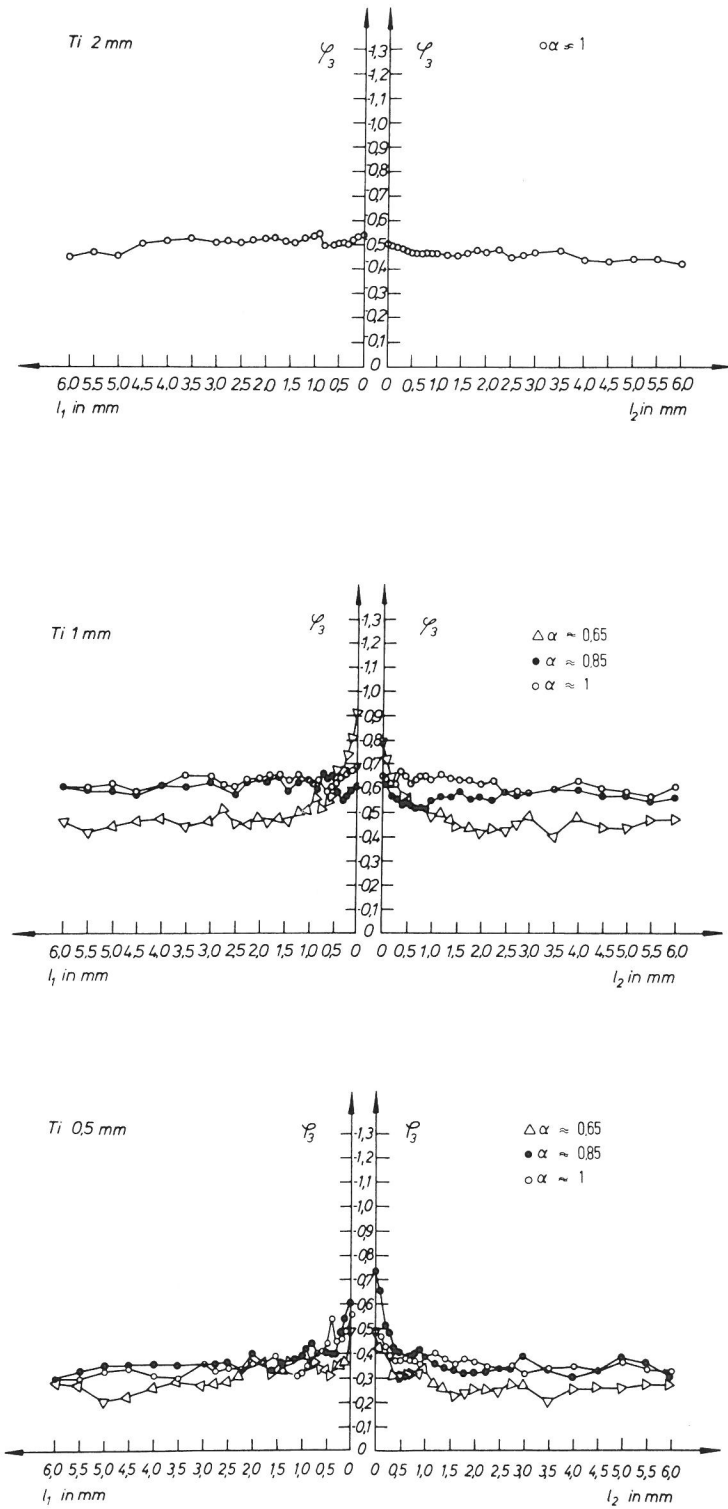


Bild 64
 Dickenformänderungen φ_3 der Titanbleche im Abstand vom Bruch bei verschiedenen Spannungsverhältnissen α nach hydraulischer Einbeulung

Bild 65
 Dickenformänderungen φ_3 der Kupferbleche im Abstand vom Bruch bei verschiedenen Spannungsverhältnissen α nach hydraulischer Einbeulung

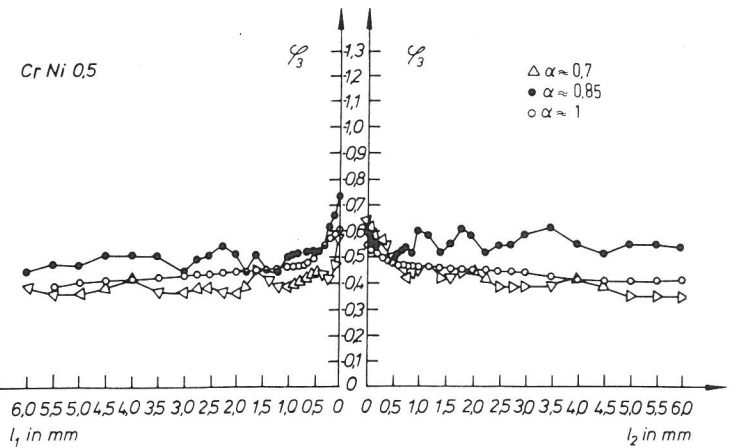
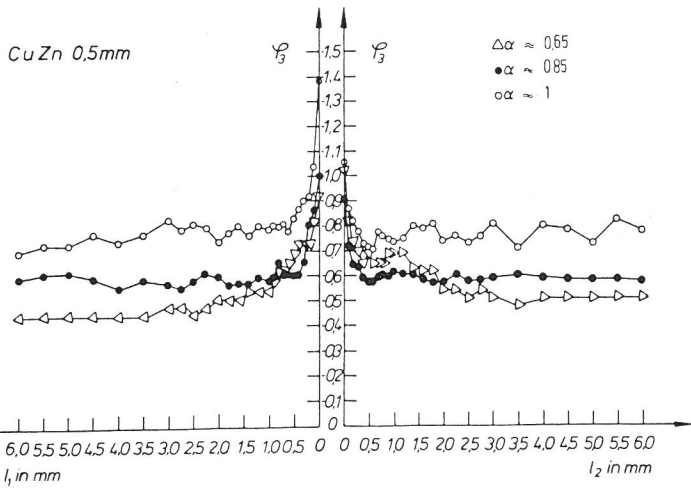
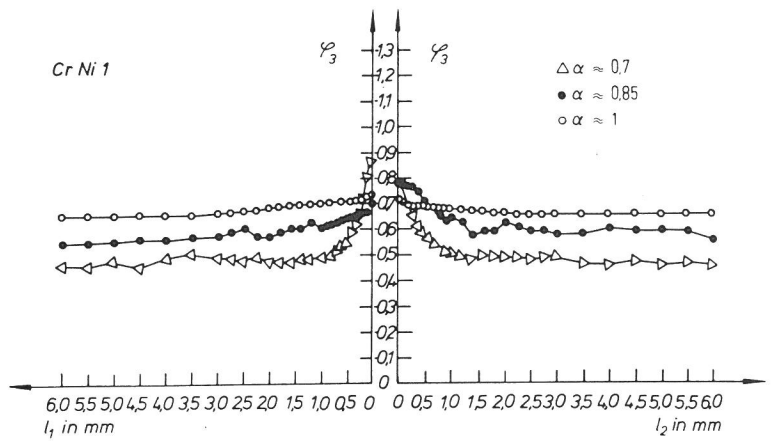
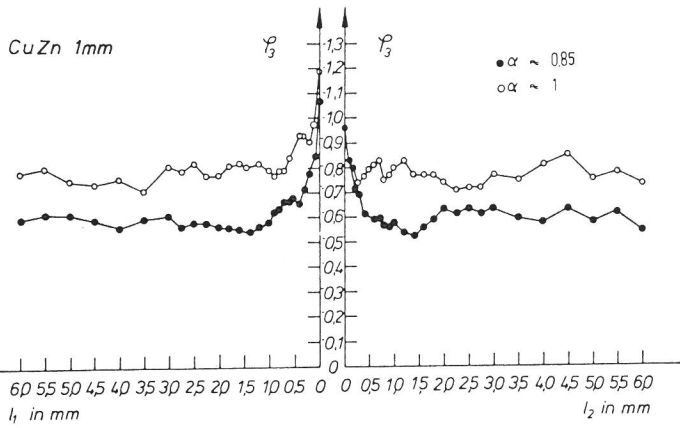
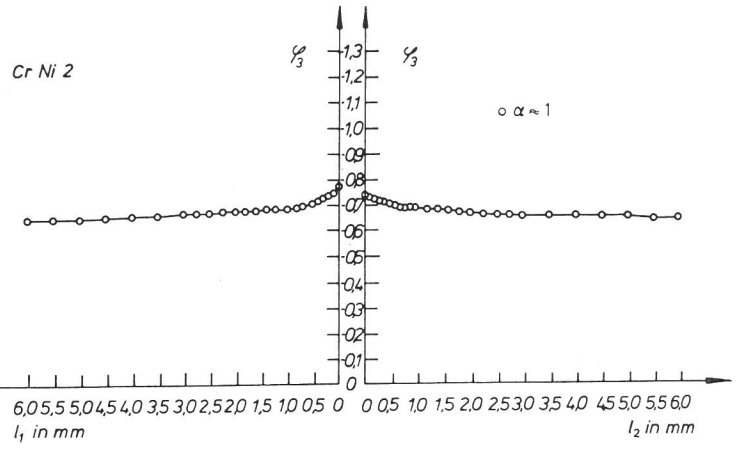
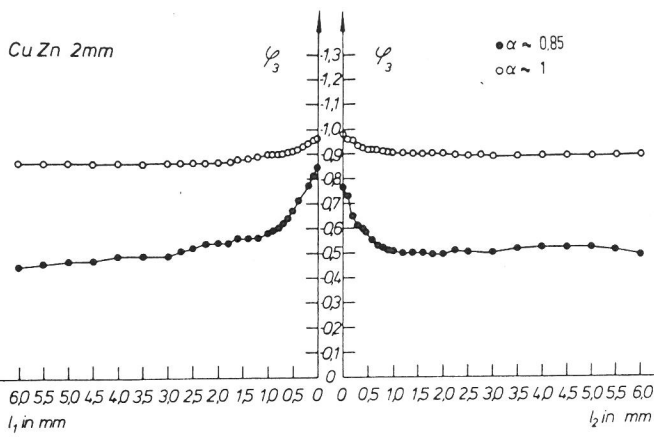


Bild 66

Dickenformänderungen φ_3 der Messingbleche im Abstand vom Bruch bei verschiedenen Spannungsverhältnissen α nach hydraulischer Einbeulung

Bild 67

Dickenformänderungen φ_3 der Cr Ni-Bleche im Abstand vom Bruch bei verschiedenen Spannungsverhältnissen α nach hydraulischer Einbeulung

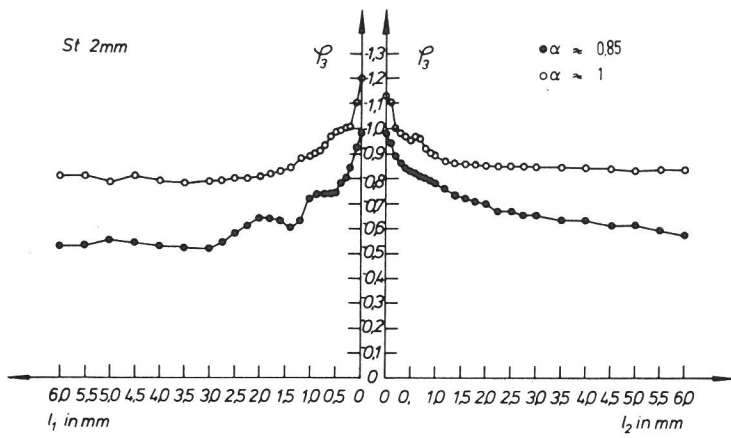


Bild 68
Dickenformänderungen φ_3 der Tiefziehstahlbleche im Abstand vom Bruch bei verschiedenen Spannungsverhältnissen α nach hydraulischer Einbeulung

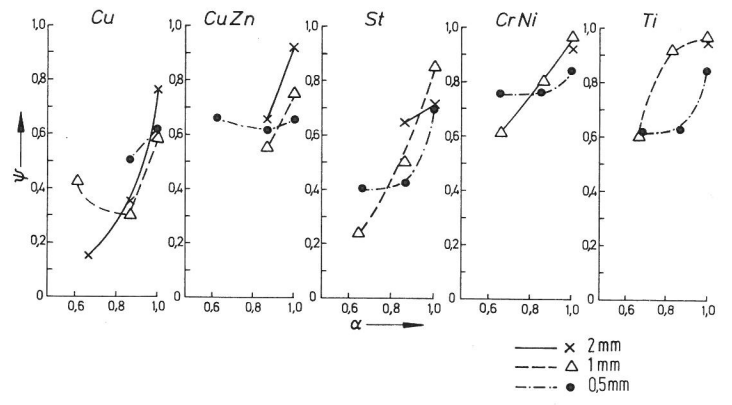
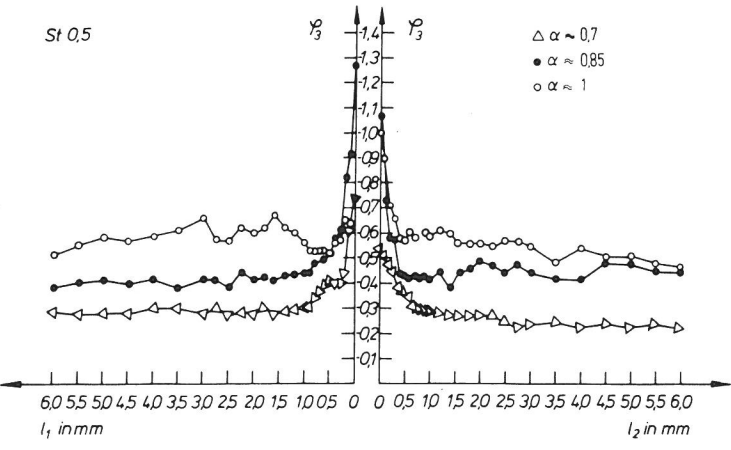
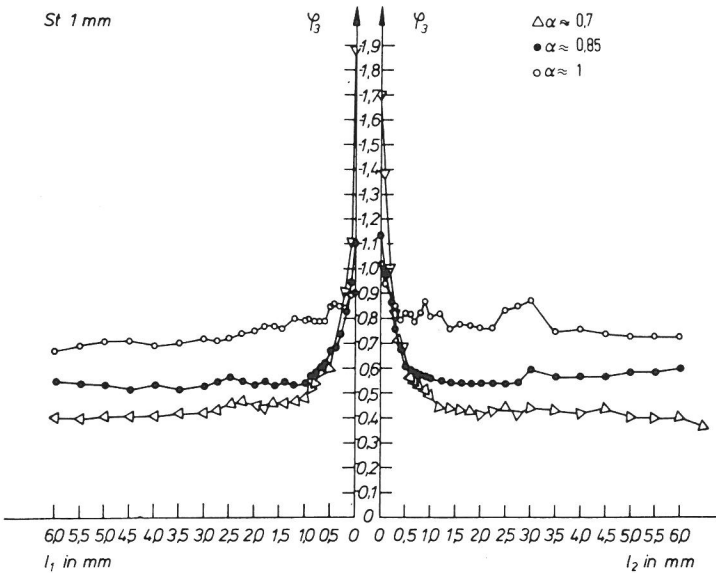


Bild 69
Vergleich der Einschnürungsverhältnisse ψ beim reibungsfreien Tiefzugsversuch

4.2.6 Einfluß des Spannungsverhältnisses α auf die Grenzformänderung φ_1 bei variablem Verfestigungsvermögen.

Analog Kap. 3.2.2.3 sollen auch hier für den reibungsfreien Tiefzugsversuch die theoretisch zu erwartenden Grenzformänderungen φ_1 mit den experimentell ermittelten verglichen werden. Unter der Voraussetzung, daß ein planar isotroper Zustand vorliegt, ergibt sich die theoretische Grenzformänderung φ_1 für den Beginn der diffusen plastischen Instabilität entsprechend Gl. (3.28).

Der wesentliche Unterschied zu den Darlegungen in Kap. 3.2.2.3 besteht nun darin, daß hier ein variables $n=f(\alpha)$ aus den entsprechenden Fließkurven ermittelt und in die Beziehung, Gl. (3.28), zur Berechnung der Grenzform-

änderung φ_1 eingesetzt wurde. Die Bestimmung von n aus der doppeltlogarithmisch dargestellten Fließkurve ist dabei solange unproblematisch, wie eine Linearisierung durchgeführt werden kann. Die Fließkurve bereichsweise durch Geraden verschiedener Steigungen anzupassen, wäre zwar möglich, doch mit $n=f(\varphi)$ läßt sich Gl. (3.28) nicht lösen.

Eine Umgehung der angeschnittenen Probleme, nämlich der Änderungen mechanischer Kennwerte während der Verformung Rechnung tragen zu müssen, bietet sich an, indem man von meßbaren Größen ausgeht, die nach Beendigung der Formänderung zugänglich sind. Alle durch die Umformung bewirkten Eigenschaftsänderungen sollten in diesen Größen enthalten sein. Eine Spezifizierung dieser Eigenschaftsänderungen ist nur schwer möglich, wobei jedoch anzumerken ist, daß sich im wesentlichen mikrostrukturelle Änderungen ergeben, die letztlich die global meßbaren Größen wie z.B. r und n beeinflussen.

Zur Berechnung von Grenzformänderungen für den diffusen Instabilitätsfall bietet sich für $\alpha = 1$ die nach Beendigung des Einbeulvorganges vorliegende Formänderung φ_3^* an. Sie wird ermittelt aus den Bildern 64 bis 68, indem man vom Bereich annähernd homogener Dickenformänderung ausgeht. Für den Fall der Instabilität mit diffuser Einschnürung gilt beim ideal zweiachsigen Strecken $\alpha = 1$ entsprechend Gl. (3.8)

$$\varphi_v = nz = -\varphi_3 \quad . \quad (4.8)$$

Diese Beziehung (Gl. 4.8) gelte näherungsweise auch im Bereich $0,5 \leq \alpha \leq 1$. Bei Erweiterung dieser Beziehung Gl. (4.8) auf den Bereich der Grenzformänderungskurve $\alpha \geq 0,5$ entsteht ein Fehler von max. 15 %.

Die Subtangente z ist bei planarer Isotropie vom Spannungsverhältnis α gemäß Gl. (3.21) abhängig. Bei Verwendung der Dickenformänderung φ_3 erhält man durch Einsetzen von Gl. 3.21) in Gl. (4.8) und Umstellung nach n die Grenzformänderung bei Einsetzen einer diffusen Einschnürung näherungsweise zu

$$\varphi_1^* = \frac{\varphi_3^* (1+r-r\alpha)}{(1+r)^{1/2} \cdot [(1+r)-2r\alpha+(1+r)\alpha^2]^{1/2}} \quad . \quad (4.9)$$

Um zu einer empirischen Abschätzung der Grenzformänderung φ_1^* unter Verwendung der Dickendehnung φ_3^* zu gelangen, bietet sich folgende wiederum näherungsweise Vorgehensweise an:

Zwischen den Vergleichsformänderungen für den diffusen Instabilitätsfall beim ein- und zweiachsigen Zugversuch

$$\varphi_v = n$$

$$\varphi_v = 2n$$

möge der Verlauf für isotrope und näherungsweise auch anisotrope Werkstoffe durch

$$-\varphi_3 = \varphi_v = (1+\beta)n \quad (4.10)$$

im Bereich $0,5 \leq \alpha \leq 1$ approximiert werden. Der hier aus Versuchsergebnissen ermittelte "wirksame" n -Wert ergibt mit Gl. (3.28) ebenfalls eine Möglichkeit, die Grenzdehnung φ_1 näherungsweise zu berechnen.

In Bild 70 sind für 1 mm dicke Bleche neben den experimentellen Ergebnissen

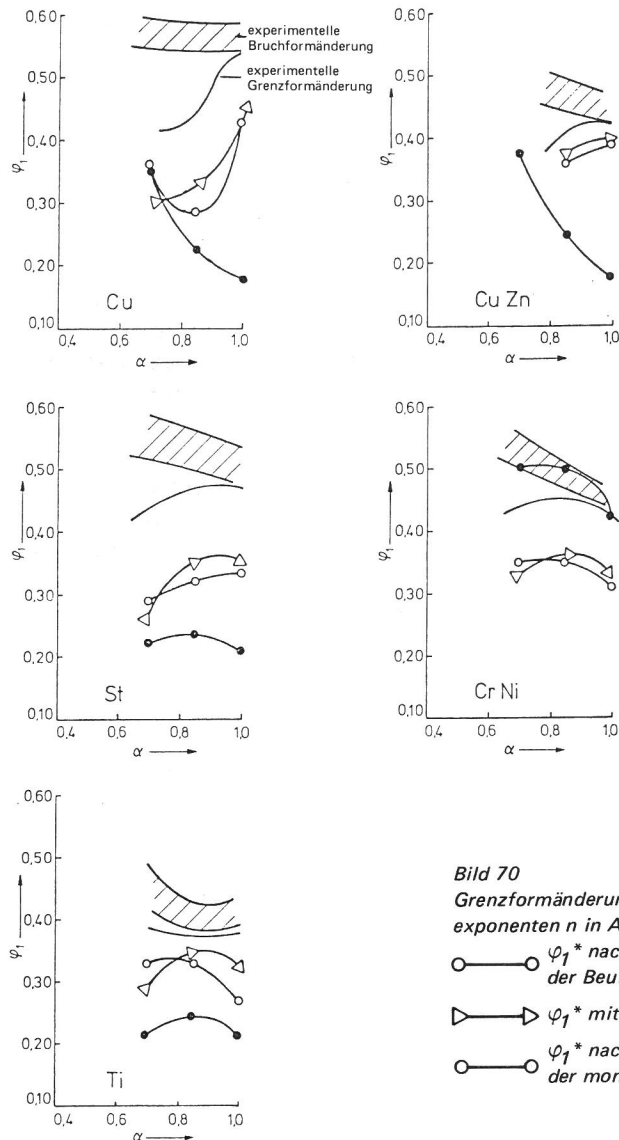


Bild 70

Grenzformänderungen φ_1^* bei α -abhängigen Verfestigungsexponenten n in Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis α

○—○ φ_1^* nach Gl. [3.27] mit n aus den Fließkurven der Beulversuche

▷—▷ φ_1^* mit der Näherungsgleichung [4.10] sowie [3.27]

○—○ φ_1^* nach Gleichung [4.9] unter Berücksichtigung der momentanen Subtangente z

die nach den drei zuvor beschriebenen Möglichkeiten ermittelbaren Grenzformänderungen φ_1^* in Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis α dargestellt.

Die in den Beulversuchen bei 3 verschiedenen Spannungsverhältnissen ermittelten Verfestigungsexponenten n kennzeichnen bis auf die CrNi-Bleche das Grenzformänderungsvermögen der untersuchten Blechwerkstoffe nur unzureichend. Wesentlich bessere Übereinstimmung erzielt man bei Verwendung der Dickenformänderung φ_3 und der daraus abgeschätzten wirksamen n -Werte, wobei die Formänderung bei Einsetzen der diffusen Einschnürung φ_1^* gut abgeschätzt wird. Da φ_3 bei den hier untersuchten Blechwerkstoffen eindeutig von der Ausgangsblechdicke abhängig ist, vergl. Kap. 3.2.1 und 4.2.5, wird auch der Zusammenhang zwischen Grenzformänderungen und Blechdicke mit dem aus φ_3 abgeschätzten "wirksamen" n -Wert besser wiedergegeben. Dieses ist bei Verwendung der Steigungen der mehrachsig ermittelten Fließkurven nicht der Fall.

Zusammenfassend läßt sich sagen, daß ein aus den Dickenformänderungen abgeschätzter "wirksamer" n -Wert zur Abschätzung der Grenzformänderungen wesentlich bessere Ergebnisse zuläßt, als dies mit n -Werten aus einachsig und zweiachsig bestimmten Fließkurven möglich ist.

5. Begleitende Untersuchungen

5.1 Texturuntersuchung

Untersuchungen über die Zusammenhänge zwischen dem Verfestigungskoeffizienten und der Textur bei unterschiedlichen Spannungszuständen einerseits sowie Texturuntersuchungen in unterschiedlichen Stadien des Zugversuches bei gleichzeitiger Berücksichtigung von n und r andererseits fehlen bisher. Texturuntersuchungen ermöglichen Rückschlüsse auf die sich während der Umformung ändernden Anisotropieverhältnisse und somit auch auf deren Einfluß auf das Formänderungsvermögen.

5.1.1 Allgemeine Einführung

Aufgrund der Anisotropie einzelner Kristalle ergibt sich durch die Technologie der Herstellung von Feinblechen stets eine Textur, die sich bei Prüfung und Weiterverarbeitung als plastische Anisotropie auswirkt. Bei Blechen wird als Bezugsrichtung die senkrecht auf der Blechebene stehende Normalrichtung NR mit den in der Blechebene liegenden Kristallebenen $\{hkl\}$ sowie die WR und ihre parallelen Kristallrichtungen $\langle uvw \rangle$ angegeben.

Texturen können Veränderungen mit steigendem Umformgrad unterliegen. Ausgehend von der Entwicklung der Ausgangstextur zur sich auch bei fortschreitender Umformung nicht mehr ändernden (stabilen) Endtextur sind Hinweise auf die sich ändernden Anisotropieverhältnisse und deren Einfluß auf das Formänderungsvermögen auch bei unterschiedlichen Spannungszuständen abzuleiten. In diesem Zusammenhang ist einerseits denkbar, daß der im Zugversuch ermittelte r -Wert die plastische Anisotropie auch bei anderen Beanspruchungszuständen gut beschreibt; er kann andererseits aber auch zu völlig falschen Ergebnissen führen, wenn sich der Anisotropiezustand während der plastischen Formänderung in anderer Art und Weise ändert. Eine übersichtliche Arbeit zur Entwicklung von Deformationstexturen bei den in dieser Arbeit vorkommenden Verformungszuständen stammt von Kubotera und Nakaoka ⁹⁴). Interessant ist in diesem Zusammenhang das unterschiedliche Verfestigungsvermögen der verschiedenen Kristallorientierungen. Bei Kristallen unterschiedlicher Orientierung verfestigt sich der am geringsten bzw. verformt sich der mit der geringsten plastischen Arbeit, der die günstigste Orientierung hat, d.h. die stabile Orientierungsendlage besitzt.

Beim Tiefziehen isotroper Bleche liegt im Flansch das Spannungsverhältnis

$$\frac{\sigma_2}{\sigma_1} = -1 \text{ vor bei konstant bleibender Blechdicke. Im 4. Quadranten der}$$

Fließortkurve wird dabei mit steigenden r -Werten eine geringere Fließgrenze erwartet. Eine hohe r -Werte begünstigende (111) [110] Textur verfestigt erst dann stärker, wenn sich beim Einziehen des Bleches zur Napfzarge eine Deckung von Zugrichtung und [110]-Richtung ergibt. Unter biaxialem Zug wird die (111)-Komponente am stärksten verfestigt und ergibt eine Erhöhung der Fließspannung um mehr als 20 % gegenüber einer statistisch verteilten Textur (Isotropie). Die (100)-Blechttextur bewirkt eine 20 %ige Senkung der Fließspannung. Unter "plane strain"-Bedingungen führt die (110) [110]-Textur sogar zu einer 48 %igen Erhöhung der Fließspannung ⁹⁵).

Inwieweit aus einer Polfigur für übliche Netzebenen quantitative Werte der plastischen Anisotropie abgeleitet werden können, ist noch nicht vollständig geklärt. Höher indizierte Netzebenen entziehen sich dieser Betrachtungsweise. Aus einer Arbeit von Fukuda ⁹⁶) ist der Einfluß einzelner Netzebenen auf den r -Wert unter verschiedenen Winkeln zur Walzrichtung bekannt. Bewirken die (111)-Netzebenen einen annähernd konstanten r -Wert, so zeigen z.B. die (113)-, (112)- und (110)-Ebenen eine völlig uneinheitliche Einflußnahme.

5.1.2 Versuchswerkstoffe und Versuchsdurchführung

Für die Texturuntersuchungen werden folgende Werkstoffe als Beispiel herangezogen:

Tiefziehblech R ST 14.03, DIN 1623, Bl. 1, 1mm dick;
austenitisches Stahlblech X 5 CrNi 189, DIN 17440, 1mm dick.

Die dabei untersuchten Verformungszustände sind:

ferr. Stahl		austen. Stahl	
unverformt,	$\varphi_3 = 0$	unverformt,	$\varphi_3 = 0$
Zugvers. $\epsilon = 20 \%$;	$\varphi_3 = -0,07$	Zugvers. $\epsilon = 20 \%$;	$\varphi_3 = -0,1$
$\alpha \approx 0,1$	$\varphi_3 = -0,25$	$\alpha \approx 0,1$	$\varphi_3 = -0,3$
$\alpha \approx 0,4$	$\varphi_3 = -0,30$	$\alpha \approx 0,4$	$\varphi_3 = -0,4$
$\alpha \approx 0,7$	$\varphi_3 = -0,35$	$\alpha \approx 0,7$	$\varphi_3 = -0,5$
$\alpha \approx 1,0$	$\varphi_3 = -0,65$	$\alpha \approx 1,0$	$\varphi_3 = -0,9$

Die untersuchten Proben stammen von jeweils unterschiedlich umgeformten Proben. Neben dem unverformten Ausgangsmaterial wurden für die Texturuntersuchung präpariert: ein Stab, der 20 % im Zugversuch gedehnt wurde sowie Proben nach dem Strecken über einen starren Stempel aus der unmittelbaren Nähe der Versagensstellen im Bereich der Grenzdehnung jeweils bei den Spannungsverhältnissen $\alpha \approx 0,1$; $\approx 0,4$; $\approx 0,7$; ≈ 1 .

5.1.2.3 Darstellung der Texturuntersuchungen

Die Texturen aller Verformungszustände sind in Polfiguren stereographischer Projektion dargestellt, Bilder 73 und 74. Für den ferritischen Werkstoff wurden die Texturen nochmals in inverser Form gezeichnet, Bild 72, und die r-Werte aus der Orientierungslage nach Vlad⁹⁷⁾ in Anlehnung an Harris⁹⁸⁾ berechnet und deren Verlauf in Bild 71 dargestellt. Die Orientierungsverteilung der r-Werte entspricht dabei nicht den realen Gegebenheiten, sondern folgt einer vorgegebenen Verteilung mit dem Minimum bei 45° . Eine Veränderung der tatsächlichen r-Werte kann daher nur durch die Höhenlage der Kurven gedeutet werden. Die Tendenz der Bildung einer planaren Isotropie kommt hierbei nicht zum Ausdruck. - Mehr Aufschluß dazu liefert die inverse Polfigur. Berechnet wird sie aus der integralen Streuenergie einer Interferenzlinie als Verhältnis zwischen geordneter und regelloser Orientierung. Die inverse Polfigur gibt also die Volumenanteile der in der Blechebene liegenden Orientierungen in relativer Häufigkeit an.

5.1.4 Ergebnisse der Texturuntersuchung

5.1.4.1 α -Eisen; ferritisches Stahlblech R St 14.03

Bild 72 zeigt die inversen Polfiguren der Normalrichtung und Bild 73 die $\{110\}$ Polfiguren des Tiefziehbleches für die verschiedenen Verformungsbedingungen.

Aus Bild 72 kann man ersehen, daß insbesondere die $\langle 111 \rangle$ und in einem geringeren Maße auch die $\langle 100 \rangle$ Richtungen bevorzugt parallel zur Blechnormalen

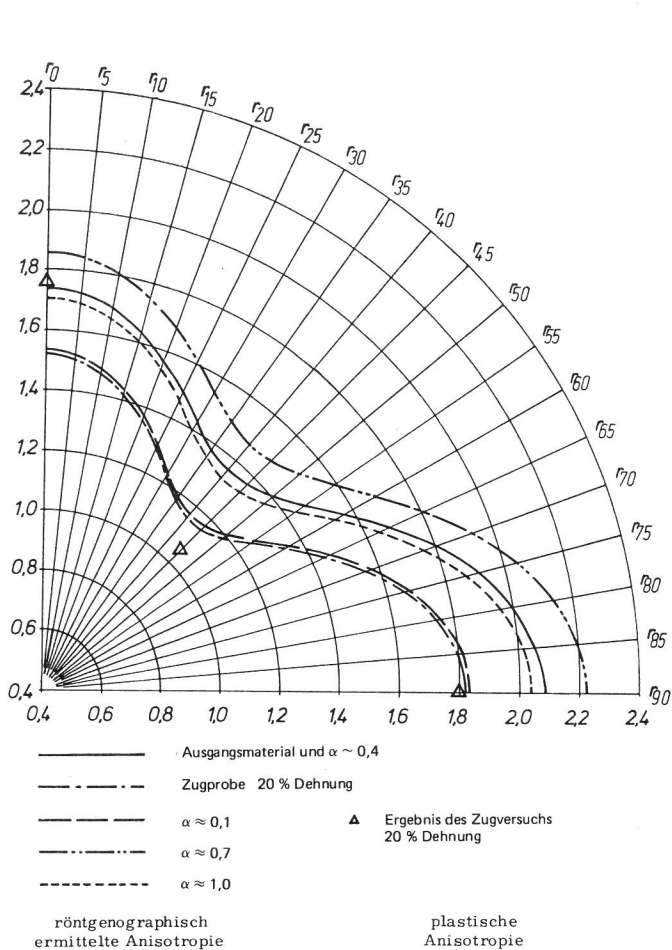


Bild 71
R St 14.03 1 mm dick, Abhängigkeit des r-Wertes vom Winkel zur WR

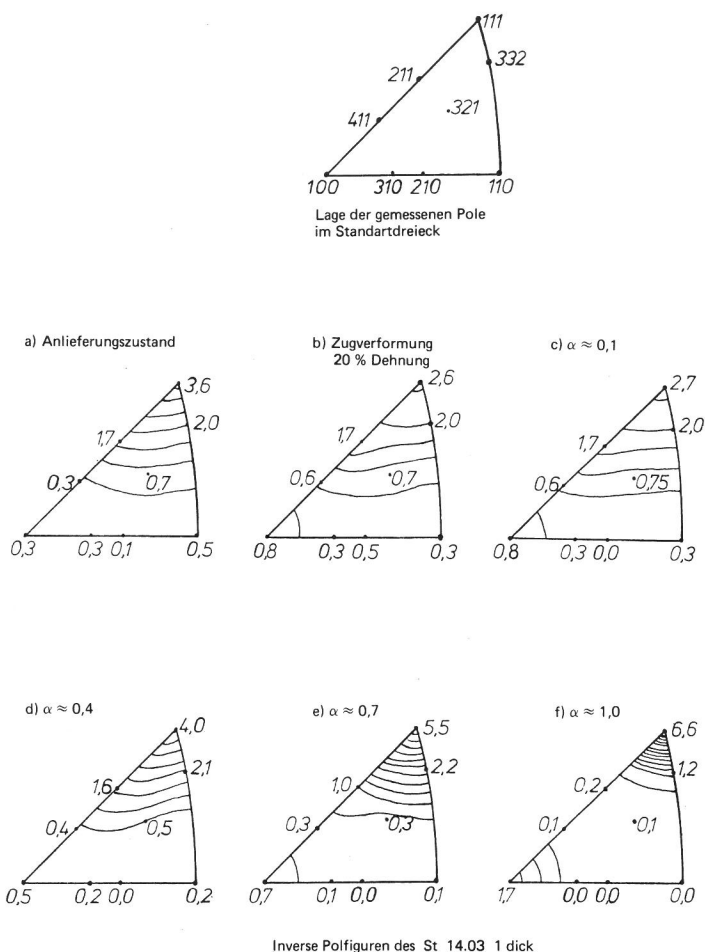


Bild 72
a-f Inverse Polfiguren des St 14.03,1 dick

ausgerichtet sind. Ob es sich hierbei um Fasertexturen oder ideale Lagen handelt, läßt sich anhand der Polfiguren feststellen.

In Bild 73a sind die theoretisch zu erwartenden Spuren der $\{110\}$ Pole für die $\langle 111 \rangle$ - und $\langle 100 \rangle$ -Fasertexturen, deren Faserachsen jeweils parallel zur Normalrichtung liegen, in der stereographischen Projektion dargestellt. Vergleicht man nun Bild 73a mit Bild 73h, so fällt auf, daß die Spur der $\langle 111 \rangle$ -Fasertextur genau in der Mitte eines kreisförmigen Bandes mit besonders starker Belegung in der experimentell ermittelten Polfigur verläuft. Auch die Spur der $\langle 100 \rangle$ -Fasertextur fällt durchaus noch in diesen Bereich, wenngleich sie wesentlich schwächer ausgeprägt ist, als die $\langle 111 \rangle$ -Komponente. Die Belegung entlang der Spuren ist für beide Fälle nahezu konstant, so daß es sich hierbei um vollständige Fasertexturen handeln muß. Die etwas höhere Belegung in einem Streubereich um die Projektion der Verformungsrichtung ist wahrscheinlich auf Überreste der Ausgangstextur zurückzuführen, denn Bild 73c zeigt, daß die Orientierungsverteilung des Materials auch vor der Verformung nicht regellos war.

Die Verformung unter der Bedingung $\alpha \approx 1$ führt also im wesentlichen zu einer $\langle 111 \rangle$ -Fasertextur, wobei zusätzlich noch eine schwächere $\langle 100 \rangle$ -Fasertextur nachzuweisen ist. Dies entspricht den bekannten Ergebnissen über die Stauchtextur von kubisch raumzentrierten Metallen⁹⁹⁾.

Werden die Verformungsbedingungen so verändert, daß α kleinere Werte annimmt, ist eine Abnahme der Stauchtextur und die zunehmende Ausbildung einer charakteristischen Zugtextur zu beobachten. Diese ist bei kubisch raumzentrierten Metallen stets eine $\langle 110 \rangle$ -Fasertextur, deren Faserachse parallel zur Haupt-

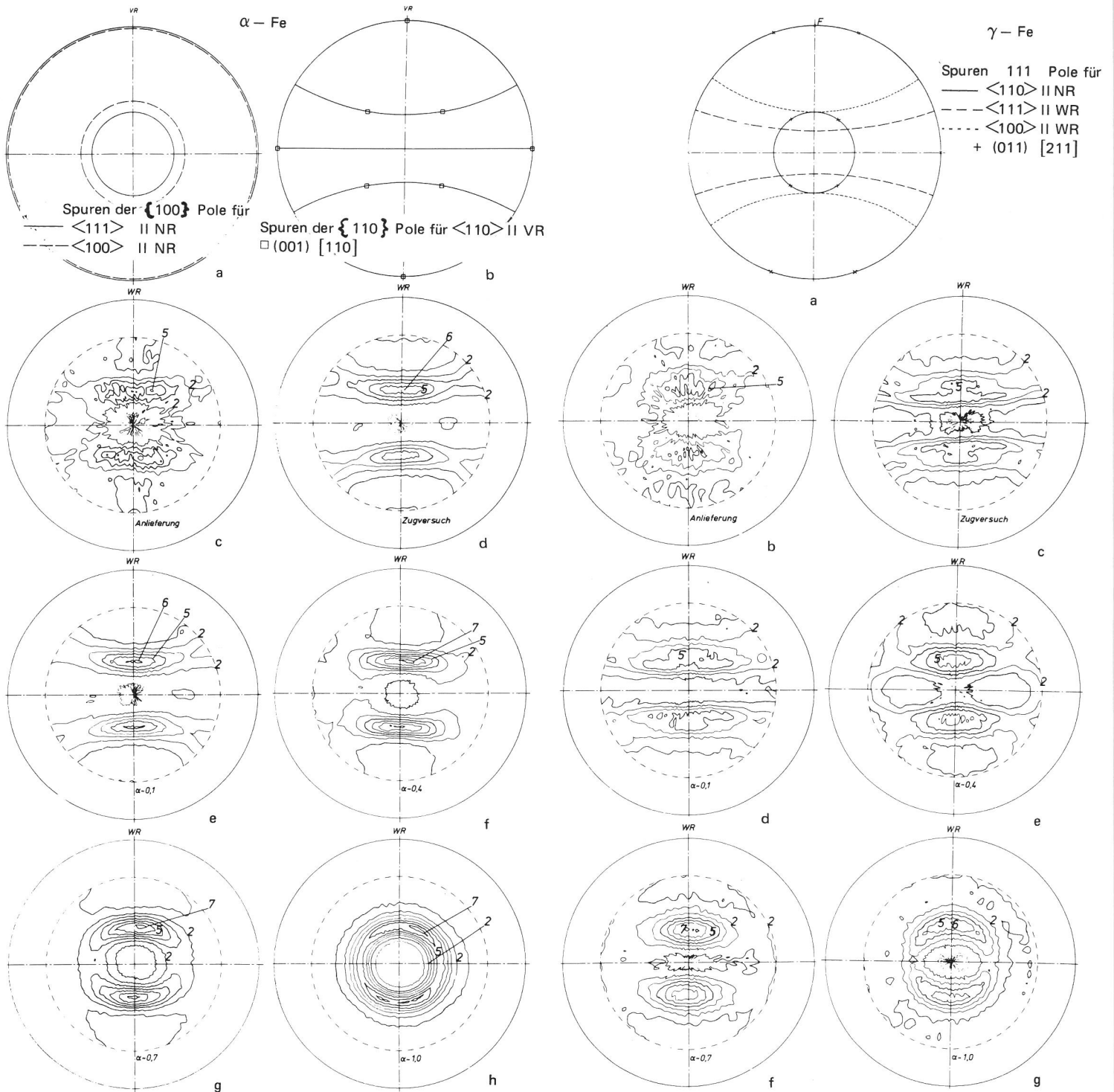


Bild 73
 Polfiguren in stereographischer Projektion der untersuchten 1 mm dicken Tiefziehstahlbleche bei verschiedenen Spannungsverhältnissen α

Bild 74
 Polfiguren in stereographischer Projektion der untersuchten 1 mm dicken CrNi-Stahlbleche bei verschiedenen Spannungsverhältnissen α

verformungsrichtung verläuft ⁹⁹⁾. In Bild 73b sind die Spuren der $\langle 110 \rangle$ Pole für diese Fasertextur in der stereographischen Projektion dargestellt. Die Polfigur der Zugprobe nach 20 % Dehnung, Bild 73d, zeigt deutlich die starke Belegung längs der im Winkel von 60° zur Faserachse geneigt verlaufenden Spur der $\langle 110 \rangle$ Pole.

Die zweite Spur, die in einem Winkel von 90° zur Faserachse verlaufen müßte, ist in der Polfigur nicht erkennbar. Die Ursache hierfür ist darin zu sehen, daß die Belegung entlang dieser Spur als Folge der geringeren Flächenhäufigkeit (2 gegenüber 8 bei der ersten Spur) wesentlich schwächer ist und bei der

relativ groben Stufeneinteilung nicht mehr aufgelöst wird. Die etwas stärkere Belegung im Streubereich um die Projektion der Verformungsrichtung ist wiederum auf Überreste der Ausgangstextur zurückzuführen.

Die Texturen, die sich bei den Verformungsbedingungen $\alpha = 0,1$; $\alpha = 0,4$ und $\alpha = 0,7$ ausbilden, können in erster Näherung als Überlagerung der beiden Randtexturen, nämlich der Zug- und der Stauchtextur, interpretiert werden. Diese Art der Beschreibung wurde schon von Wever und Schmid¹⁰⁰⁾ für den Fall der parallel-epipedisch ebenen Verformung (plane strain) verwendet.

In einer Arbeit von Barrett und Levenson¹⁰¹⁾ wurde diese Betrachtungsweise jedoch kritisiert, da nach einer ebenen Verformung, d.h. auch nach dem Walzen keine vollständigen sondern nur noch eingeschränkte Fasertexturen beobachtet werden. In der Tat ist anhand der Bilder 73e bis 73g ein Rückgang der $\langle 110 \rangle$ -Fasertextur mit steigenden α -Werten zu beobachten. Der Rotationsbereich beträgt für die Walztextur von niedrig legiertem Kohlenstoffstahl bzw. Tiefziehblech ca. $\pm 35^\circ$ um die Orientierung (001) [110].^{102) 103)}

In Bild 73b sind die $\langle 110 \rangle$ -Pole der Orientierung (001) [110] dargestellt. Man sieht, daß eine Rotation um diese Pole als Mittelpunkt entlang der 60° -Spur der $\langle 110 \rangle$ -Fasertextur zu einer Überlagerung zweier Bereiche in der Nähe der Projektion der Verformungsrichtung führt. So ist zumindest teilweise die besonders hohe Belegung der Polfiguren der Bilder 73d bis 73g an dieser Stelle zu erklären. Möglich ist allerdings auch, daß eine weitere Fasertextur mit einer $\langle 110 \rangle$ -Faserachse, die 30° gegen die Blechnormale zur Verformungsrichtung geneigt ist, vorhanden ist. Eine derartige Fasertextur wurde schon mehrfach in der Walztextur von α -Eisen nachgewiesen^{102) 103) 104)}. Ob sie auch nur teilweise bei den Verformungsbedingungen der vorliegenden Untersuchung eine Rolle spielt, kann allein anhand der unvollständigen $\{110\}$ -Polfiguren nicht geklärt werden.

Zusammenfassend kann für das vorliegende Blech R St 14.03 festgestellt werden, daß für $\alpha \leq 0,1$ die Zugtextur und für $\alpha \geq 0,7$ die Stauchtextur dominierend ist.

5.1.4.2 γ -Eisen; austenitisches Stahlblech X5 CrNi 18 9

Die Schwierigkeit der Deutung von Polfiguren in stereographischer Projektion kubischflächenzentrierter Metalle liegt zum einen an der eigentlich notwendigen Beschreibung auch der Zwillingsebenen, zum anderen in der möglichen Gittertransformation in einen anderen Typ bei hoher Verformung. Die allein texturbestimmenden Verformungsmechanismen sind Gleiten nach $\{111\} \langle 110 \rangle$, wobei die Symmetrie des Werkstoffflusses und nicht der Kraftangriff maßgebend ist. Bei genügend geringer Stapelfehlerenergie erfolgt Zwillingsbildung und Aufspaltung des Kristalls in Deformationsbänder.

Bei der Beschreibung der Ergebnisse für γ -Eisen kann man analog wie zuvor beim ferritischen Blech verfahren. Die Bilder 74b-g zeigen die experimentell ermittelten $\{111\}$ -Polfiguren und Bild 74a die Spuren der $\{111\}$ -Pole der Stauch- und Zugtextur für kfz-Metalle. Beginnend bei der Walztextur kann man hier die Ausgangstextur als (112) [111] und (011) [211], wie auch aus der Literatur⁹⁹⁾ bekannt, kennzeichnen (Bild 74b). Bei γ -Eisen stellt die Zugtextur (Bild 74c) eine Überlagerung einer $\langle 111 \rangle$ - und einer $\langle 100 \rangle$ -Fasertextur dar, deren Faserachsen beide parallel zur Verformungsrichtung verlaufen.

Mit wachsendem Spannungsverhältnis, und zwar beginnend bei $\alpha \approx 0,1$ mit einer Zugtextur ($\varphi_3 = -0,3$) bildet sich schließlich bei $\alpha \approx 1$ und $\varphi_3 = -0,9$ wieder die Stauchtextur mit einer $\langle 110 \rangle$ -Faserachse parallel zur Normalrichtung aus. Auch hier ist mit wachsendem α ein Rückgang der Rotationsbereiche der Fasertextur der Zugtextur zu beobachten. Jedoch auch die $\langle 110 \rangle$ -Fasertextur scheint einem Rückgang zu unterliegen. Dies ist besonders deutlich in Bild 74f zu

erkennen. Die Rotation erfolgt hier um die Orientierung (011)[211], die eine Hauptlage der Walztextur darstellt⁹⁹⁾.

5.1.4.3 Diskussion der Untersuchungsergebnisse

Aus der Kenntnis der Texturentwicklung über die Polfiguren bei verschiedenen Beanspruchungsfällen kann man folgern, daß auch anfänglich texturiertes Feinblech nach einem rotationssymmetrischen Formänderungsprozeß eine weitgehend planare Isotropie aufweisen kann. Letztlich wird aber die Orientierungsänderung maßgebend sein.

Bei ferritischem Stahlblech wird nach einer Formänderung von $\varphi_v \approx 0,2$ und gleichmäßigem biaxialem Zug eine weniger stark ausgeprägte Zipfelbildung beobachtet, wenn sich folgende Fasertextur entwickelt: $\langle 111 \rangle$ oder $\langle 111 \rangle + \langle 110 \rangle + \langle 100 \rangle$ ¹⁰⁵⁾. Ein ursprünglich annähernd isotroper Werkstoff kann sich aber auch während der Deformation durch bevorzugte Bildung der $\{111\}$ und $\{110\}$ Orientierungen zu einem anisotropen wandeln. Dies wird u.a. in der Fließortkurve durch erhöhte Spannungen deutlich¹⁰⁶⁾.

Die Verteilung der Spuren der hier ermittelten Polfiguren läßt sowohl für ferritisches als auch austenitisches Stahlblech mit ausgeprägter Fasertextur bei biaxialem Zug auf eine weitgehende Bildung planarer Isotropie schließen. Indiz hierfür ist auch die annähernd gleichmäßige Dehnung ($\beta \approx 1$) beim biaxialen Zug. Eine Abweichung vom Dehnungsverhältnis $\beta = \varepsilon_2/\varepsilon_1 = 1$ läßt Rückschlüsse auf eine planare Restanisotropie zu.

Die völlige Umordnung der Textur vom Anlieferungszustand über den Zugversuch bis zum zweiachsigen Streckziehen läßt sich jedoch mit Hilfe der unvollständigen Polfiguren nicht exakt wiedergeben. Die Umformeignung wird aber durch die senkrechte Anisotropie r beeinflusst. Hierbei werden sich nicht nur alle Komponenten einer sich während der Umformung ausbildenden bzw. zurückgedrängten Textur in bestimmten Formänderungsanteilen niederschlagen, sondern auch nichtkristallographische Ursachen, wie zeilenförmige Einschlüsse parallel zur WR (sog. geometrische Anisotropie). Letztere soll jedoch nicht weiter betrachtet werden.

In Bild 71 ist der r -Wert für verschiedene Spannungsverhältnisse α richtungsabhängig aufgetragen. Diesem Diagramm darf keine zu hohe Bedeutung beigegeben werden, da der r -Wert röntgenographisch mit einer vorgegebenen Verteilung berechnet wird, wie auch an den parallelen Kurven erkenntlich ist. Mit dem hier benutzten Verfahren ist es daher nicht exakt möglich, r für bestimmte Orientierungswinkel anzugeben. Eine Aussage ist nur durch Berechnung von \bar{r} möglich. Obwohl beträchtliche Orientierungsänderungen stattgefunden haben, ergibt sich beim Vergleich einachsig gemessener und mehrachsig berechneter Anisotropiekoeffizienten kein großer Unterschied; die mittlere Höhenlage der Kurven entspricht dem \bar{r} -Wert, Tab. 9. Die eigenen Untersuchungsergebnisse decken sich insoweit mit Beobachtungen von Held¹⁰⁷⁾ sowie Kubotera und Nakaoka⁹⁴⁾, als bei Vergleichsformänderungen $\varphi_v > 0,7$ durch das verstärkte Auftreten einer weiteren Texturkomponente die \bar{r} -Werte sinken. Der negative Einfluß von (100) [011] ist dem direkten Vergleich der Bilder 71 und 72 zu entnehmen. Burns und Heyer⁵⁵⁾ ordneten diesem Orientierungsanteil grundsätzlich tiefe r -Werte und den (111) [110] und (110) [001] Orientierungen hohe \bar{r} -Werte zu.

Die Bestimmung der Anisotropiekoeffizienten F , G , H und N erfolgt hier aus den Werten r_0 , r_{45} und r_{90} . Geht man von der Voraussetzung aus, daß die vorgegebene r -Wert-Verteilung mit einem Minimum bei 45° aus Bild 71 bei geringen Orientierungsunterschieden im Vergleich zum Zugversuch noch realistisch ist, kann man die Anisotropiekoeffizienten des Ausgangsmaterials, die der Zugversuche bis zur Dehnung $\varepsilon = 20\%$ und bis zum Bruch sowie die der Versuche

Anisotropiekoeffizienten							plastische Δ $\epsilon=20\%$
röntgenographische							
Ausgangs- material	Zugversuch $\epsilon=20\%$	$\alpha \sim 0,1$	$\alpha \sim 0,4$	$\alpha \sim 0,7$	$\alpha \sim 1,0$		
F	0,31	0,33	0,33	0,30	0,29	0,31	0,35
G	0,36	0,40	0,39	0,36	0,35	0,37	0,36
H	0,64	0,60	0,61	0,64	0,65	0,63	0,64
N	1,59	1,57	1,57	1,59	1,59	1,58	1,48

Tabelle 9

Anisotropiekoeffizienten bei verschiedenen Spannungsverhältnissen α , Werkstoff: RSt 14.03

zur Aufstellung der Grenzformänderungskurve bei $\alpha \approx 0,1$ ermitteln. Die berechneten Werte, dargestellt in Tab. 9, sind nur dann sinnvoll, solange keine zu großen Orientierungsunterschiede zum Zugversuch auftreten und die sich entwickelnde Verformungstextur während der Umformung bis zur plastischen Instabilität erhalten bleibt. Die gute Übereinstimmung der Anisotropiekoeffizienten des Ausgangsmaterials, mit denen der Zugversuche und denen der Tiefungsversuche bei $\alpha \approx 0,1$ ist auf die gute Übereinstimmung der Textur des Zugversuches mit der Textur bei vergleichbaren Spannungsverhältnissen beim Strecken zu erklären. Auch die relativ gute Deckung der theoretisch zu erwartenden Grenzformänderungen in diesem α -Bereich mit den Versuchsergebnissen findet hierin eine Begründung. In der Arbeit von Kubotera und Nakaoka⁹⁴⁾ wird dieser Zusammenhang ebenfalls erwähnt. Sie ermittelten ausgehend von der bekannt günstigen Ausgangstextur (111) [110] eine dieser sehr naheliegende Endtextur (223) [110] und (553) [110]. - Die hier berechneten Anisotropiekoeffizienten nach Erreichen der Grenzformänderungen bei $\alpha \approx 0,4$; $\approx 0,7$ und ≈ 1 beschreiben dagegen fiktive Werkstoffe, weil sie anhand der vorgegebenen r-Wertverteilung ermittelt wurden, bei der die Texturumlagerung nicht berücksichtigt wurde.

Festzustellen ist, daß beim zweiachsigen Strecken bis zur plastischen Instabilität im Bereich $0 < \alpha < 1$ zwei dominante Texturen auftreten, nämlich die Zugtextur und die Stauchtextur. Im mittleren α -Bereich stellt sich eine Mischtextur aus diesen beiden ein. Die Schärfe der Grenzorientierungen läßt einen ersten Rückschluß auf die maximal möglichen Grenzformänderungen zu.

5.2 Fraktographische Untersuchungen

5.2.1 Der duktile Bruch bei Feinblech; Einführung

Die Plastomechanik liefert zwar Beschreibungsgrößen für das Verhalten metallischer Werkstoffe unter der Einwirkung von Kräften, eine brauchbare Vorhersage der Versagensgrenze ist jedoch nach großen plastischen Verformungen ohne die Einbeziehung metallphysikalischer Kenngrößen dem Zufall überlassen. Die Betrachtung des kristallinen Charakters und die Bedeutung mikrostruktureller Größen wird oft vernachlässigt. Entsprechend der Theorie von Hill und Swift^{20, 19)} sollte sich nur eine diffuse Einschnürung bilden, solange zwei positive Dehngeschwindigkeiten in der Blechebene vorliegen. Tatsächlich aber tritt im Versagensfall immer eine zusätzliche lokalisierte Einschnürung auf, deren Einsetzen sicherlich durch die Wirkung mikrostruktureller Inhomogenitäten mitbeeinflusst wird. Diese Inhomogenitäten sind einerseits bereits vor der Verformung in Form von Mikroporen bzw. besonders in Form von nichtmetallischen Einschlüssen vorhanden oder werden während der plastischen Deformation als Versetzungsrisse, koagulierende Leerstellen, Versetzungsreaktionsprodukte und besonders als Hohlräume an Einschlüssen gebildet.

Bei duktilen Werkstoffen endlichen Formänderungsvermögens kennt man einmal den Normalspannungsbruch, bei dem durch faserartiges Reißen in der Bruchfläche Waben gleichmäßiger Rundung durch Zusammenwachsen entsprechender

Hohlräume entstehen und die Bruchfläche makroskopisch senkrecht zur größten Hauptspannung liegt. Daneben ist der Schubspannungsbruch bekannt, bei dem Scherwaben in einer unter ca. 45° zur Oberfläche geneigten Bruchfläche vorliegen. Hier bilden sich in begrenzten Bereichen hoher Schubverformung größere Hohlräume und deren Zusammenwachsen erfolgt schließlich durch die wirkenden Schubspannungen.

5.2.2 Darstellung der Untersuchungsergebnisse

Beim Bruch von Feinblechen nach dem Streckziehvorgang entstehen grundsätzlich Schubspannungsbrüche, wobei die Bruchflächennormale um 45° zur Blechoberfläche geneigt und entlang des Risses häufig um 90° versetzt sein kann, Bild 75. Die Trennung des Materials erfolgt nicht durch Wachstum bzw. Aufweitung eines anfänglichen Risses, sondern durch Vereinigen mehrerer in der lokalisierten Einschnürung hintereinander aus Hohlraumwachstum gebildeter Rißbereiche.

Durch Waben gekennzeichnete Bruchflächen einphasiger Werkstoffe entstehen durch Bildung, Vereinigung und Wachstum von Mikrorissen während der plastischen Deformation. Der charakteristische Vorgang vor dem duktilen Bruch ist das Hohlraumwachstum. Der Bildung von Hohlräumen besonders an Einschlüssen, oder aber auch an Korngrenzen und Versetzungszwickeln folgt das Wachsen zu Poren und Mikrorissen. Dabei ist der Zeitpunkt sich ausbildender makroskopischer Hohlräume im Sinne einer Versagensgrenze nicht voll geklärt.

Der Versagensvorgang selbst ist durch den vorlaufenden Beginn einer plastischen Instabilität mit lokalisierter Einschnürung gekennzeichnet¹⁰⁸⁾. Nach Wilson und Acselrad¹⁰⁹⁾ wird dieser beeinflusst durch plastische Inhomogenitäten. "Weiche" Bereiche im Material haben eine Dehnungskonzentration zur Folge, wobei diese Bereiche zusammenwachsen, bis die Blechdickenabmessung erreicht ist.

Diese Vorstellungen lassen erkennen, daß der mikroskopische Versagensprozeß insbesondere im Bereich zwischen ebener Dehnung und biaxialem Zug noch nicht endgültig geklärt ist. Speziell nach biaxialem Zug fanden Ferran und Andrade¹¹⁰⁾ parallel zur Walzebene Einschlüsse, die von flachen Rißbereichen umgeben waren. Beim einachsigen Zug wurden diese Risse nicht und bei ebener Dehnung nur selten gefunden. Diese bislang für Stahlbleche bekannte Erscheinung kann ebenfalls für die hier untersuchten CrNr-, CuZn- und Cu-Bleche bestätigt werden. Im elektrolytisch polierten Schliff senkrecht zur Blechoberfläche und zur Rißfront sind diese internen Schädigungen in CrNi-Blechen dargestellt, Bilder 76 und 77. Die stark gestreckten Korngrenzen sind mit vielen kleinen Poren durchsetzt, Bilder 78 und 79.

Die Schädigung durch Risse und Poren nimmt mit der Verformung zu und ist bei biaxialem Zug aufgrund der höheren erreichten Formänderungen (φ_V) größer als bei ebener Dehnung¹¹¹⁾. Da die der Plastizierung zugrunde liegende Versetzungsbewegung hauptsächlich durch den Charakter der plastischen Verformung bestimmt wird, sollte dadurch auch die Struktur der entstehenden Risse beeinflusbar sein, die auch durch Versetzungsreaktionen ausgelöst werden können. Entscheidend sind jedoch Größe und Häufigkeit von Einschlüssen, durch die eine deutliche Zunahme von Riß- und Hohlraumbildung in Abhängigkeit vom Dehnbetrag und Verformungsweg verursacht wird¹¹¹⁾. Mit zunehmender Rißhäufigkeit kommt es in Bereichen von Formänderungskonzentrationen zur Koagulation und Porenwachstum. Dieser Prozeß läuft innerhalb einer im Vergleich zum gesamten Körper kleinen Zone ab, der als plastische Instabilität im Mikrobereich bezeichnet werden kann.

Hierbei wird auch der Einfluß der Textur und besonders der des tatsächlichen wirksamen Spannungsverhältnisses wirksam. In den Bildern 80 und 81 sind die Bruchflächen von Tiefziehstahlblech bei unterschiedlichem Spannungsverhält-

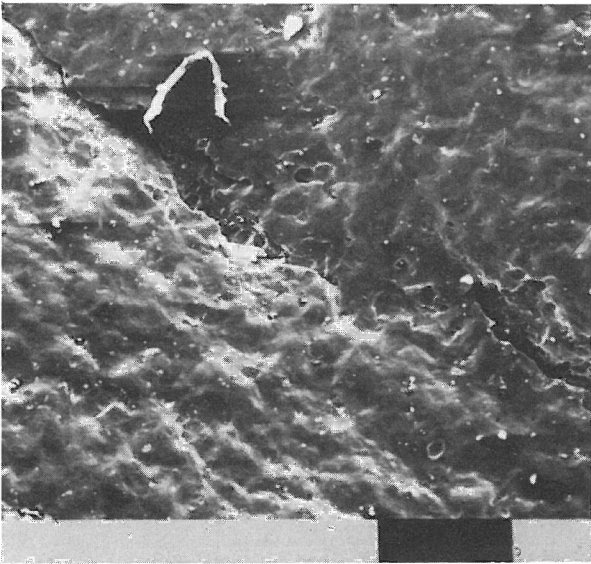


Bild 75
 St 14.03 V = 100 : 1
 Beginn des Schubanrisses. Flächennormale um 90° C versetzt

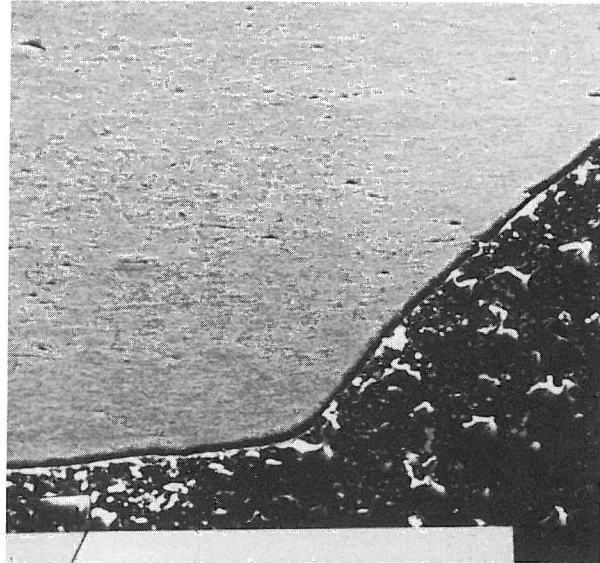


Bild 76
 CrNi 189 V = 100 : 1
 Porenzeilen parallel zur Oberfläche

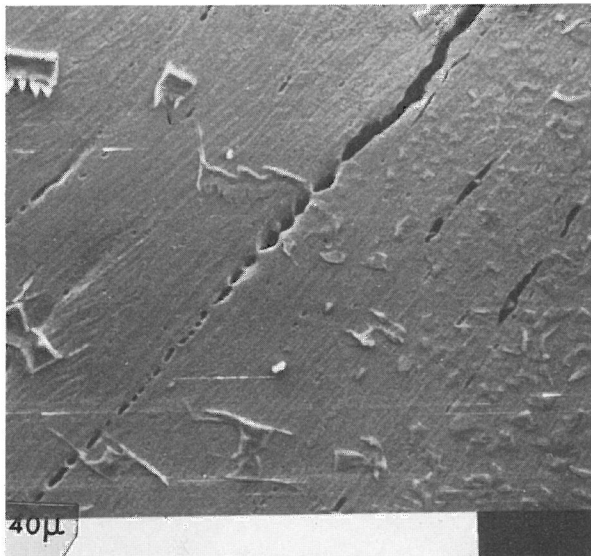


Bild 77
 CrNi 189 V = 500 : 1
 Porenzeilen und Risse

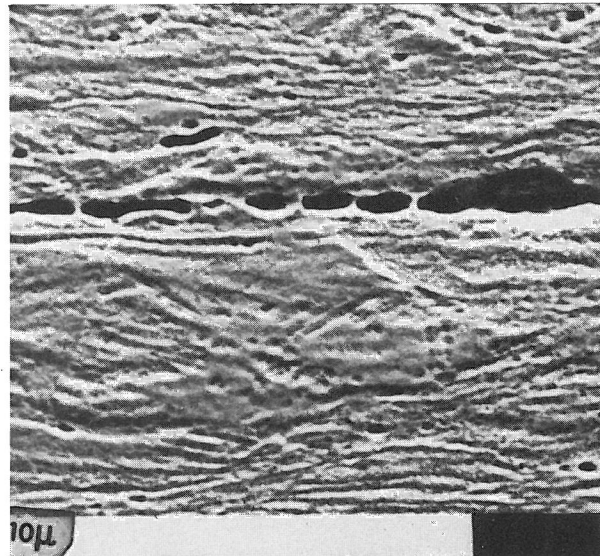


Bild 78
 V = 2000 : 1
 Poröses Gefüge bei CrNi 189



Bild 79
 V = 500 : 1
 Risse und Poren auf gestreckten Korngrenzen bei Cu Zn 37

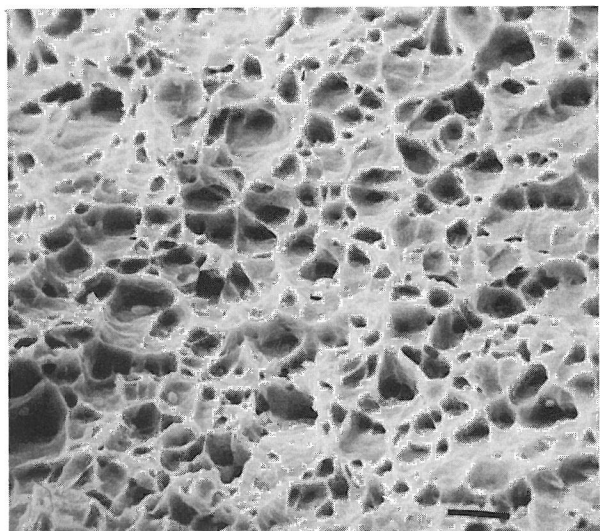


Bild 80
 V = 800 : 1
 Biaxiale Waben bei St 14.03, $\alpha \approx 1,0$

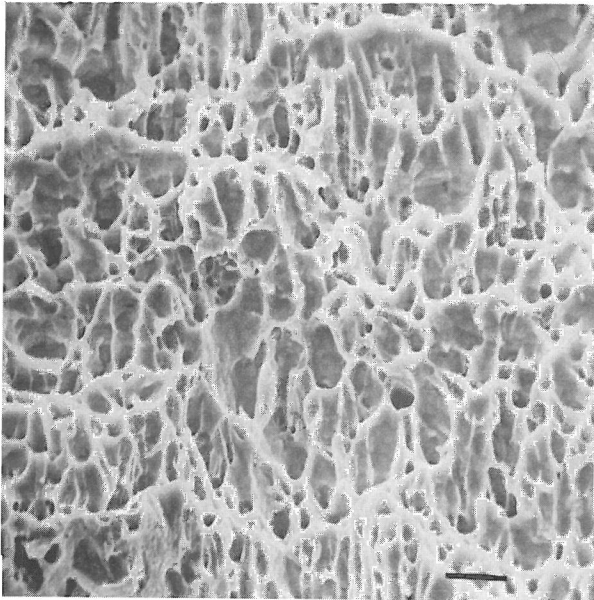


Bild 81
V = 800 : 1
Unaxiale Waben bei St 14.03, $\alpha \approx 0,1$

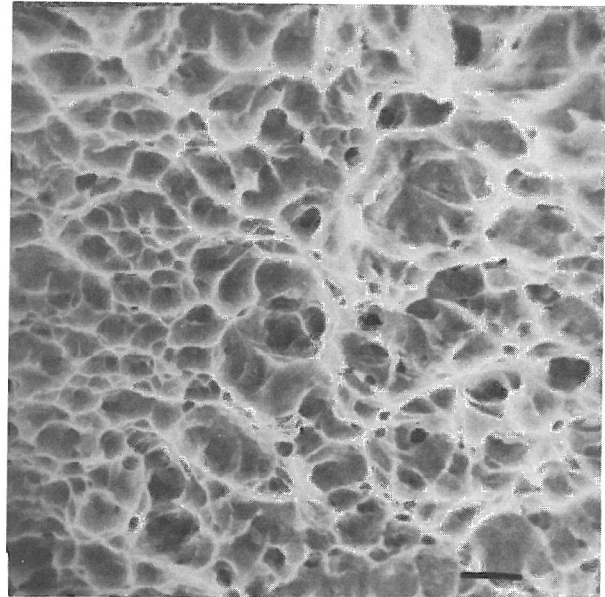


Bild 82
V = 900 : 1
Geringe Wabentiefe bei Titan, $\alpha \approx 1,0$

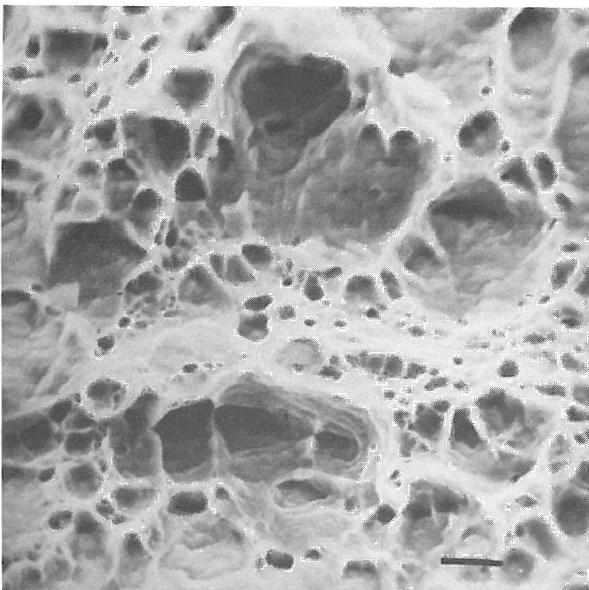


Bild 83
V = 1100 : 1
Tiefe Waben bei Cu Zn 37, $\alpha \approx 1,0$

nis $\alpha = \sigma_2/\sigma_1$ dargestellt. Im annähernd einachsigen Versuch bildeten sich lang gestreckte Schubwaben von zum Teil beträchtlicher Tiefe. Die zweiachsige Beanspruchung verursacht flachere, annähernd runde Waben. Die Verformungsverhältnisse, beeinflusst durch Textur und Spannung, lassen sich demnach anhand von Form und Ausrichtung der Waben nachträglich abschätzen.

Dieser Aussage läßt sich für die Wabentiefe eine weitere ebenso unsichere zuordnen. Hier wurde durch Vergleich, Bilder 82 und 83, bei jeweils gleichem Versagensfall die tiefere Wabenstruktur bei duktileren Werkstoffen festgestellt. Weniger tiefe Waben werden bei geringem Formänderungsvermögen ausgebildet, wobei dieses auch durch eine starke Kaltverformung reduziert sein kann.

Bilder 82 und 83 zeigen einen Vergleich der Wabentiefe bei Titan- und Messingblech. Die Innenflächen der tiefen Waben des Messingbleches sind weiterhin durch Gleitlinien gekennzeichnet, die bekanntlicherweise nach starker Verformung und Mehrfachgleitung auftreten (Serpentingleitung).

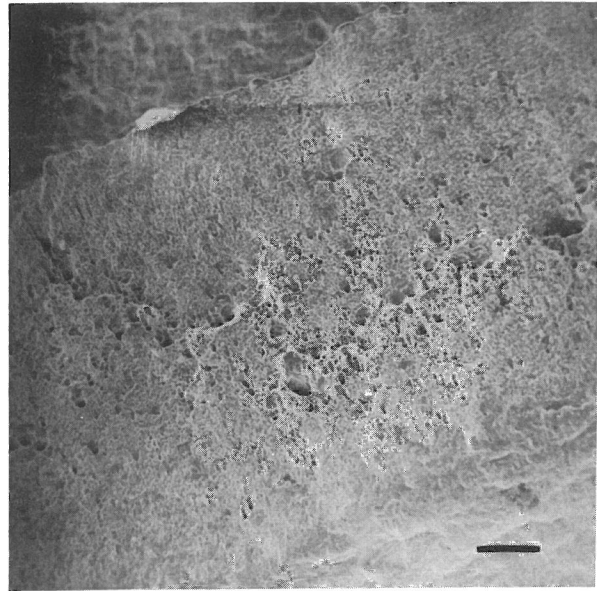
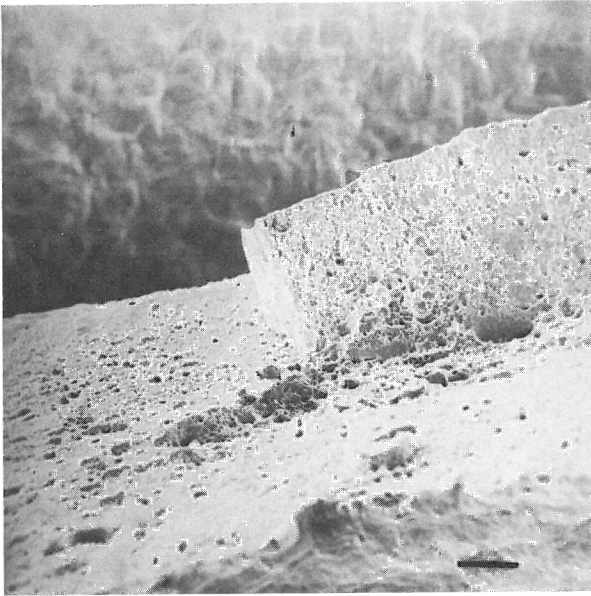


Bild 84, 85
V = 80 : 1 V = 100 : 1
Bruchflächen des austenitischen Cr Ni - Bleches. Beträchtliche Hohlraumbildung und tiefe Poren in der Blechmitte

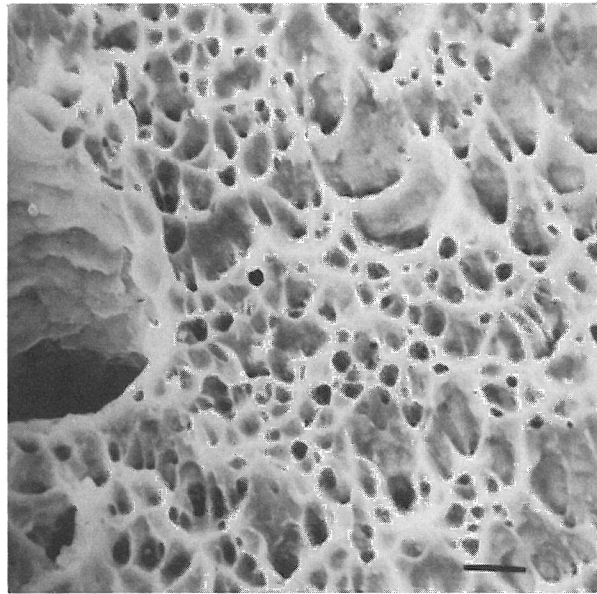
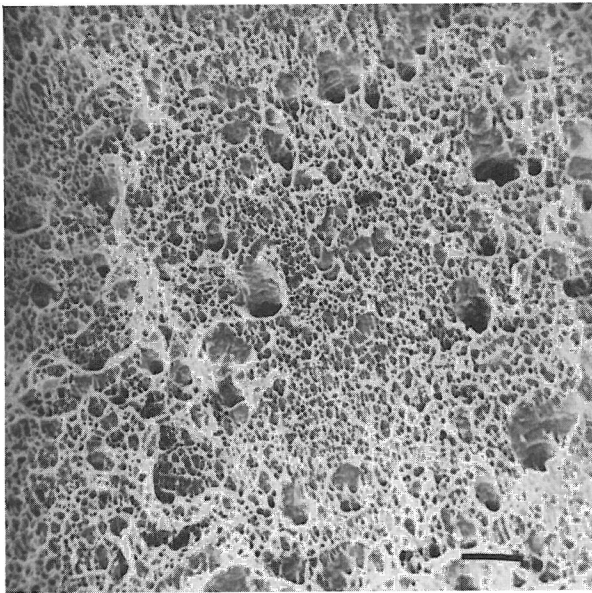


Bild 86, 87
V = 200 : 1 V = 1000 : 1
Bruchflächen des austenitischen Cr Ni - Bleches. Beträchtliche Hohlraumbildung und tiefe Poren in der Blechmitte

Ist während der Verformung ein beträchtliches Hohlraumvolumen gebildet worden, so tritt dieses im Bruchbild ebenfalls stark hervor. Deutlich sind die durch die Bruchfläche unter 45° geschnittenen großen Poren und Hohlräume erkennbar, Bilder 84 bis 87.

Literaturverzeichnis

- 1) T. Kobayashi, H. Ishigaki, T. Abe
EFFECT OF STRAIN RATIOS ON THE DEFORMING LIMIT OF STEEL SHEET AND
ITS APPLICATION TO ACTUAL PRESS FORMING
Congress IDDRG Amsterdam Oct. 1972
- 2) K. Osakada, M. Oyane
ON THE ROUGHENING OF FREE SURFACE IN DEFORMATION PROCESSES
Bull. JSME, Vol. 14, (1971) pp 171-77
- 3) K. Yamaguchi, P.B. Mellor
THICKNESS AND GRAIN SIZE DEPENDENCE OF LIMIT STRAINS IN SHEET METAL
STRETCHING
Int. Journ. Mech. Sci. 1976 Nr. 2, Vol. 18, pp 85-90
- 4) A.K. Ghosh
A CRITERION FOR DUCTILE FRACTURE IN SHEETS UNDER BIAXIAL LOADING
Metall. Transactions A, Vol. 7A, 4-1976, pp 523-533
- 5) M. Azrin, W.A. Backofen
THE DEFORMATION AND FAILURE OF A BIAXIALLY STRETCHED SHEET
Metall. Transactions Vol. 1, Oct. 1970, pp 2857-65
- 6) A.K. Ghosh, W.A. Backofen
STRAIN HARDENING AND INSTABILITY IN BIAXIALLY STRETCHED SHEETS
Metall. Transactions Vol. 4, 1973, pp 1113-1123
- 7) H. Minh, R. Sowerby, J.L. Duncan
PROBABILISTIC MODEL OF LIMIT STRAINS IN SHEET METAL
Int. Journ. Mech. Sci. 1975, Vol. 17, pp 339-349
- 8) M.G. Cockroft, D.J. Latham
DUCTILITY AND THE WORKABILITY OF METALS
Journ. Inst. Metals 1968, Vol. 96, pp 33-39
- 9) P. Brozzo, B. De Luca, R. Rendina
A NEW METHOD FOR THE PREDICTION OF THE FORMABILITY LIMITS OF METAL SHEETS
7th Biennial Congress IDDRG Amsterdam Oct. 1972
- 10) N.A. Cantalejos, R.F. Dewsnap, R.A. Maynard
INCLUSIONS, STRENGTH AND FORMABILITY
CDL/MT, Vol. 4, 1974 pp 1-26
- 11) M.J. Painter, R.J. Pearce
INSTABILITY AND FRACTURE IN SHEET METAL
Journ. Phys. D 1974, Vol. 7, pp 992-1002
- 12) R.J. Pearce, P. Ganguli
THE FORMING LIMITS OF ALUMINIUM-MAGNESIUM ALLOY SHEET IN BIAXIAL TENSION
Journ. Inst. Metals, 100, 1972, 289 ff
- 13) A.K. Tadors, P.B. Mellor
SOME COMMENTS ON THE LIMIT STRAINS IN SHEET METAL STRETCHING
Int. Journ. Mech. Sci. 1975, Vol. 17, pp 203-210
- 14) R. v. Mises
MECHANIK DER FESTEN KÖRPER IM PLASTISCH-DEFORMABLEN ZUSTAND
Nachr. d. Kgl. Ges. d. Wissenschaften, Göttingen
Math.-phys. Klasse 1913, H. 4, pp 582-592

- 15) R. Hill
A THEORY OF THE YIELDING AND PLASTIC FLOW OF ANISOTROPIC METALS
Proc. Toyal Society of London
Series A, Vol. 193, 1948, pp 281-297
- 16) R. Hill
THE MATHEMATICAL THEORY OF PLASTICITY
Oxford Press 1950
- 17) S.P. Keeler
DETERMINATION OF FORMING LIMITS IN AUTOMOTIVE STAMPINGS IN THE
PRESS SHOP
Society of Automotive Engineers 1965, Nr. 650 535, pp 1-9
- 18) G.M. Goodwin
APPLICATION OF STRAIN ANALYSIS TO SHEET METAL FORMING PROBLEMS
Society of Automotive Engineers 1968, Nr. 680 093, pp 380-387
- 19) H.W. Swift
PLASTIC INSTABILITY UNDER PLANE STRESS
Journ. Mech. Phys. Solids, Vol. 1, 1952, pp 1-18
- 20) R. Hill
ON DISCONTINUOUS PLASTIC STATES, WITH SPEZIAL REFERENCE TO LOKALIZED
NECKING IN THIN SHEETS
Journ. Mech. Phys. Solids, Vol. 1, 1952, pp 19-30
- 21) C. Chr. Veermann, L. Hartmann, J.J. Peels, P.F. Neve
DETERMINATION OF APPEARING AND ADMISSIBLE STRAINS IN COLD-REDUCED SHEETS
Shets Metal Industries 48, 1971, pp 678-80 und 692-94
- 22) C. Straßburger
NEUERE ENTWICKLUNGEN BEI BLECH UND BAND ZUM KALTUMFORMEN AUS WEICHEN
UND HOCHFESTEN STÄHLEN FÜR DEN KRAFTFAHRZEUGBAU
Stahl u. Eisen 94, 1974, Nr. 10, pp 409-419
- 23) Stenger
DIE BEDEUTUNG DES FORMÄNDERUNGSVERMÖGENS FÜR DIE UMFORMUNG
Bänder, Bleche, Rohre, 1967, Nr. 9, pp 599-605
- 24) TIEFZIEHBARKEIT VON FEINBLECH
Forschungsheft Stahl
Bericht EGKS, 1975, EUR 5245
- 25) Z. Marciniak, K. Kuczynski
LIMIT STRAINS IN THE PROCESSES OF STRETCH-FORMING SHEET METAL
Int. Journ. Mech. Sci. 1967, Vol. 9, pp 609-620
- 26) B.A. Haberfield, M.W. Boyles
LABORATORY DETERMINED FORMING LIMIT DIAGRAMS
Sheet Metal Industries, July 1973, pp 400-405, 411
- 27) W. Panknin
DER HYDRAULISCHE TIEFUNGSVERSUCH UND DIE ERMITTLUNG VON FLIESSKURVEN
Dissertation TH Stuttgart 1959
- 28) B. Storakers
FINITE PLASTIC DEFORMATION OF A CIRCULAR MEMBRANE UNDER HYDROSTATIC
PRESSURE
Int. Journ. Mech. Sci. 1966, Vol. 8, pp 619-628

- 29) S.P. Keeler, W.A. Backofen
PLASTIC INSTABILITY AND FRACTURE IN SHEETS STRETCHED OVER RIGID PUNCHES
Transactions of the ASM, Vol. 56, 1963, pp 25-48
- 30) A.N. Bramley, P.B. Mellor
PLASTIC FLOW IN STABILIZED SHEET STEEL
Int. Journ. Mech. Sci. 1966, Vol. 8, pp 101-114
- 31) W. Mäde, R. Deh
FORMÄNDERUNGSVERMÖGEN VON TIEFZIEHFÄHIGEN BLECHEN UNTER ZWEIAXIALER
RECKBEANSPRUCHUNG
Fertigungstechnik und Betrieb 17, 1967, Heft 5, pp 305-308
- 32) M.J. Painter, R. Pearce
FORMABILITY OF HIGH-STRENGTH, LOW-ALLOY SHEET STEELS
Materials Technology, Feb. 1975, pp 62-65
- 33) R. Helms
THEORETISCHE UNTERSUCHUNG ZUR PLASTISCHEN INSTABILITÄT VON ZUGSTÄBEN
UNTER BEACHTUNG DER FORMÄNDERUNGSGESCHWINDIGKEIT UND EINER ÖRTLICHEN
QUERSCHNITTSABWEICHUNG
Arch. Eisenhüttenwesen 46, 1975, Nr. 12 Dez., pp 783-787
- 34) A.K. Ghosh
STRAIN LOCALIZATION IN THE DIFFUSE NECK IN SHEET METAL
Metall. Transactions, Vol. 5, 1974, pp 1607-1616
- 35) E.J. Drewes, H. Hennig, R. Pape, W. Wrede
PRAXISNAHE VERSUCHE ZUR KENNZEICHNUNG DER UMFORMBARKEIT VON TIEFZIEH-
STÄHLEN
Hoesch Berichte 1, 1972, pp 20-26 und 26-36
- 36) E.J. Drewes, A. Martini
EINFLUSS DER UMFORMGESCHWINDIGKEIT AUF DIE GRENZFORMÄNDERUNGEN UND
DIE FORMÄNDERUNGSVERTEILUNG VON FEINBLECH
Arch. Eisenhüttenwesen 47, 1976, Nr. 3, pp 167-172
- 37) Z. Marciniak, K. Kuczynski, T. Pokora
INFLUENCE OF THE PLASTIC PROPERTIES OF A MATERIAL ON THE FORMING
LIMIT DIAGRAM FOR SHEET METAL IN TENSION
Int. Journ. Mech. Sci. 1973, Vol. 15, pp 789-805
- 38) W. Müschenborn, H.M. Sonne
EINFLUSS DES FORMÄNDERUNGSWEGES AUF DIE GRENZFORMÄNDERUNGEN DES
FEINBLECHES
Arch. Eisenhüttenwesen 56, 1975, Nr. 9, pp 597-602
- 39) K. Yoshida, K. Yoshi, H. Komorida, M. Usuda, H. Watanabe
SIGNIFICANCE OF THE X VALUE AND THE WORKHARDENING EXPONENT /N/ UNDER
EQUIBIAXIAL TENSION IN THE ASSESSMENT OF SHEET METAL FORMABILITY
Sheet Metal Industries, Oct. 1971, pp 772-783, 791
- 40) R.L. Whitelay, D.E. Wise, D.J. Blickwede
ANISOTROPY AS AN ASSET FOR GOOD DRAWABILITY
Sheet Metal Industries 38, 1961, pp 349-353, 358
- 41) P.B. Mellor
THE ROLE OF PLASTIC ANISOTROPY IN SHEET METAL FORMING
Annals of the C.I.R.P. Vol. XVIII, 1970, pp 133-138

- 42) E. Shapiro, J. Crane
CORRELATION BETWEEN SHEET METAL TEXTURE AND DRAWABILITY FOR ALPHA BRASS
Fracture 1977, Vol. 2, ICF 4 Waterloo-Canada, pp 491-494
- 43) W. Ziegler
GRENZEN DER UMFORMBARKEIT BEI DER BLECHVERARBEITUNG
Blech, Rohre, Profile 6-1972, pp 235-243
- 44) R.M.S.V. Horta, W.T. Roberts, D.V. Wilson
EFFECTS OF PLASTIC ANISOTROPY ON THE BIAXIAL STRETCHING
PERFORMANCE OF LOW-CARBON STEELS
Int. Journ. Mech. Sci. 1970, Vol. 12, pp 231-243
- 45) G.S. Kular, M.J. Hillier
BULGE FORMING IN A PRESSURIZED ATOMOSPHERE
Proc. Inst. Mech. Engrs. Vol. 188, 1974, pp 471-476
- 46) R.A. Fishburn, W.T. Roberts, D.V. Wilson
PLASTIC ANISOTROPY IN TITANIUM 130 AND TITANIUM 318
Metals Technology July 1976, pp 310-318
- 47) H. Tresca
MÉMOIRE SUR L'ÉCOULEMENT DES CORPS SOLIDES SOUMIS À DE FORTES PRESSIONS
Comptes Rendus Acad. Sci. 59, 1864, pp 754-758
- 48) J.L. Duncan, W. Johnson
THE ULTIMATE STRENGTH OF RECTANGULAR DIAPHRAGMS
Int. Journ. Mech. Sci. 1967, Vol. 9, pp 681-696
- 49) M.J. Hillier
TENSILE PLASTIC INSTABILITY UNDER COMPLEX STRESS
Int. Journ. Mech. Sci. 1963, Vol. 5, pp 57-67
- 50) M.J. Hillier
INSTABILITY STRAINS IN PLANE SHEET UNDER BIAXIAL STRESS
Journ. of Applied Mechanics, Vol. 33, Ser. I No. 2, June 1966, pp 282-288
- 51) R. Sowerby, J.L. Duncan
FAILURE IN SHEET METAL IN BIAXIAL TENSION
Int. Journ. Mech. Sci. 1971, Vol. 13, pp 217-229
- 52) H. Minh, R. Sowerby, J.L. Duncan
VARIABILITY OF FORMING LIMIT CURVES
Int. Journ. Mech. Sci. 1974, Vol. 16, pp 31-44
- 53) S. Stören, J.R. Rice
LOCALIZED NECKING IN THIN SHEETS
Journ. Mech. Phys. Solids Vol. 23, 1975 No. 6, pp 421-441
- 54) H.K. Schott
PLASTISCHE VERFORMUNG UND STABILITÄT BEIM HYDRAULISCHEN TIEFUNGSVERSUCH
Dissertation TU-Braunschweig 1974
- 55) R.S. Burn, R.H. Heyer
ORIENTATION AND ANISOTROPY IN LOW-CARBON STEEL SHEETS
Sheet Metal Industries, April 1958, pp 261-275
- 56) P. Ludwik
ELEMENTE DER TECHNISCHEN MECHANIK
Berlin 1909

- 57) M. Jentet
ESSAIS DE CONTRÔLE DES TÔLES D'EMBOUITISSAGE ET COMPARISON AVEC LES
RÉSULTATS EN ATELIER
Revue de Métallurgie 59, 1962, pp 456-464
- 58) C.A. Altenberger
SOME FACTORS IN PHYSICAL PROPERTIES THAT INFLUENCE DEEP DRAWING BEHAVIOR
Proc. Met. Soc. AIME Detroit Section 3, 1957,
Special Report No. 6, pp 73-79
- 59) E. Siebel, E. Kotthaus
UNTERSUCHUNGEN ÜBER DIE ÜBERTRAGBARKEIT VON VERSUCHSERGEBNISSEN AN
MODELLEN AUF GROSSWERKZEUGE BEIM TIEFZIEHEN ZYLINDRISCHER RUNDER TEILE
Mitt. Forsch. Blechverarbeitung, 1955, pp 181-185
- 60) E. Siebel, W. Panknin
BIEGEFLIESSKURVEN VON BLECHEN
Industrie Anzeiger 78, 1956, pp 875-877
- 61) E. Siebel, W. Panknin
DAS TIEFZIEHEN IM ANSCHLAG
Werkstattstechnik und Maschinenbau 46, 1956, pp 321-326
- 62) J.F. Wallace
AN ASSESSMENT OF SIMULATIVE TESTING FOR PRESSWORK
Journ. Inst. Met. 91, 1962-63, pp 19-22
- 63) J.F. Wallace
THE SCALE EFFECT IN THE CUP DRAWING TEST
Journ. Iron Steel Inst. 184, 1956, pp 144-148
- 64) L. Lilet, M. Wybo
THE EFFECT OF PLASTIC ANISOTROPY AND RATE OF WORK-HARDENING
IN DEEP DRAWING
Sheet Metal Industries 41, 1964, pp 783-803, 815
- 65) D.H. Lloyd
METALLURGICAL ENGINEERING IN THE PRESSED-METAL INDUSTRY
Sheet Metal Industries 39, 1962, pp 6-19, 37
- 66) C. Schneider
UNTERSUCHUNGEN ZUR ERFASSUNG DER SENKRECHTEN ANISOTROPIE "R" UND DES
VERFESTIGUNGSEXONENTEN "N" VON BLECHEN ZUR KALTUMFORMUNG
Dissertation TU-Berlin 1967
- 67) R.S. Burns, R.H. Heyer
ANNEALING OF LOW-CARBON STEEL SHEETS
Proc. Int. Symp. Annealing Low Carbon Steel,
Cleveland 1957, pp 29-41
- 68) G. Jegaden, J. Voinchet, P. Rocquet
CONTRIBUTION À L'ÉTUDE DE LA DÉFORMATION PASTIQUE DES TOLES
Mémoires Sci. Revue de Métallurgie 59, 1962, pp 273-285
- 69) F. Gologranc
BEITRAG ZUR ERMITTLUNG VON FLIESSKURVEN IM KONTINUIERLICHEN
HYDRAULISCHEN TIEFUNGSVERSUCH
Dissertation Uni Stuttgart 1975

- 70) M. Liphardt, C.M. Vlad
EINFLUSS VON PROBENFORM, -VORBEREITUNG, DEHNGESCHWINDIGKEIT UND RECKGRAD
AUF DIE R-WERTBESTIMMUNG
Materialprüfung 18, 1976, Nr. 12, pp 465-467
- 71) M. Wybo
LES INFORMATIONS QUE DONNE L'ESSAI DE TRACTION SUR L'AMPLITUDE Á
L'EMBEUTISSAGE DE L'ACIER SONT ELLES APPLICABLE Á D'AUTRE MÉTAUX ?
Congress IDDRG London 1964
- 72) W. Grundig, P. Liebig
DAS GESETZ DER VOLUMENKONSTANZ ALS ALLEINIGE VORAUSSETZUNG BEI DER
ERMITTLUNG VON STRECK- UND TIEFZIEHFÄHIGKEIT AUS ERGEBNISSEN DES
ZUGVERSUCHES
Arch. Eisenhüttenwesen 47, 1976, Nr. 1, pp 27-32
- 73) D.H. Fischer, R.L. Carson, W.T. Lankfort
THE EFFECT OF STRAIN RATE AND TEMPER ROLLING ON THE STRAIN AGEING
CHARACTERISTICS OF RIMMED DEEP DRAWING STEEL
Proc. ASTM 58, 1958, pp 932-942
- 74) R.S. Burns, R.H. Heyer
NEW METHODS FOR EVALUATING DRAWABILITY OF STEEL SHEETS
Blast Furnace and Steel Plant 50, 1962, pp 861-872
- 75) W. Küppers, W. Schmidt
BEURTEILUNG DER KALTVERFESTIGUNG UND IHRER AUSWIRKUNG AUF DAS UMFORM-
VERHALTEN AUSTENITISCHER NICHTROSTENDER FEINBLECHE
Bänder, Bleche, Rohre 6 und 7, 1977, pp 268-272 und 309-311
- 76) W. Müschenborn, H.M. Sonne, L. Meyer
DIE ERZEUGUNGSBEDINGTEN GÜTEMERKMALE VON KALTGEWALZTEM FEINBLECH
UNTER DEM BLICKWINKEL DER KALTUMFORMBARKEIT
Thyssenforschung 4. Jahrg., 1972, H. 1 u. 2, pp 43-55
- 77) K.H. Michel, H.M. Mozek, W. Schmidt, H. Mülders
ERMITTLUNG DES VERFESTIGUNGSVERHALTENS VON NICHTROSTENDEN FEINBLECHEN
Stahl u. Eisen 96, 1976, Nr. 1, pp 15-21
- 78) R.N. Orava
DUCTILITY
American Society for Metals, 1967, p 27
- 79) W. Knorr, J. Budde
EINFLUSS VON VERARBEITUNG UND WÄRMEBEHANDLUNG AUF DIE RICHTUNGS-
ABHÄNGIGKEIT DER EIGENSCHAFTEN BEI REINTITAN-BANDBLECHEN
Bänder, Bleche, Rohre 11, 1976, pp 451-454
- 80) H. Wilhelm
DAS UMFORMVERHALTEN VON BLECHEN AUS TITANWERKSTOFFEN
I: WERKSTOFFVERHALTEN IM EINACHSIGEN ZUGVERSUCH
Bänder, Bleche, Rohre 10, 1975, pp 421-426
- 81) J. Grosch
VERFESTIGUNGSVERHALTEN UND WERKSTOFFKENNWERTE VON BLECHEN AUS
UNBERUHIGTEN STÄHLEN
Wt - Z. Ind. Fertig. 61, 1971, pp 352-358
- 82) P. Wacquez, R. v.Daele
ANISOTROPY AND DRAWABILITY OF EXTRA-SOFT RIMMING STEELS
Sheet Metal Industries 44.1, 1967, pp 21-30, 43

- 83) A. Holmberg, T. Moller
UNIFORM ELONGATION OF STEEL
Bulletin RILEM 1965, Nr. 26, pp 103-107
- 84) E. Martin. R. Helms
VERARBEITBARKEIT UND SPRÖDBRUCHEMPFINDLICHKEIT; EINIGE VERGLEICHENDE
UNTERSUCHUNGEN AN BLECHEN AUS ALLGEMEINEM BAUSTAHL ST 37 (DIN 17 100)
Mitteilung der DFBO, Dez. 67, Band 18, pp 237-253
- 85) Forschungsheft Stahl
GERÄTEMÄSSIGE UND MESSTECHNISCHE VORAUSSETZUNGEN FÜR DIE
FORMÄNDERUNGSANALYSE AN FEINBLECHZIEHTEILEN
Bericht EKGS, 1975, EUR 5255
- 86) W. Müschenborn, H.M. Sonne
UMFORMBARKEIT VON KALTGEWALZTEM FEINBLECH, BEEINFLUSSUNG BEI DER
HERSTELLUNG UND OPTIMALE NUTZUNG BEI DER VERARBEITUNG
Thyssen Technische Berichte, Heft 2, 1977, pp 50-58
- 87) W. Dahl, H. Rees
VERLAUF DER MANTELLINIE DER PROBENOBERFLÄCHE IM BEREICH DER
EINSCHNÜRUNG IM ZUGVERSUCH
Materialprüfung 19, 1977, Nr. 8, pp 304-310
- 88) W. Küppers
ÜBER DIE PRÜFUNG DES UMFORMVERHALTENS NICHTTROTENDER FEINBLECHE
Arch. Eisenhüttenwesen 49, 1978, Nr. 5, pp 247-252
- 89) V. Hasek
ANWENDUNG VON GRENZFORMÄNDERUNGSSCHAUBILDERN
Industrieanzeiger 99, Nr. 20, 1977, pp 343-347
- 90) T. Okamoto, T. Matsuoka, Y Hayashi
THE EFFECT OF STRAIN PATH ON THE FRACTURE STRAIN OF STEEL SHEETS
Sumimoto Search Nr. 2, 1969, pp 75-80
- 91) C. Chr. Veermann, P.F. Neve
SOME ASPECTS OF THE DETERMINATION OF THE FORMING LIMIT
DIAGRAM (FLD)-ONSET OF LOCALIZED NECKING
Sheet Metal Industries, June 1972, pp 421-423
- 92) R. Helms
ZU DEN VERFORMUNGSGRENZEN BEIM STRECKEN UND BIEGEN VON BLECHEN
UND BÄNDERN
Bundesanstalt für Materialprüfung, BAM (unveröffentlicht)
- 93) H. Kubotera, K. Nakaoka
DEVELOPMENT OF DEFORMATION TEXTURE AND CHANGE IN PLASTIC
ANISOTROPY IN PRESS FORMING
Congress IDDRG Turin 1968
- 94) W.M. Hosford
TEXTURE STRENGTHENING
American Society for Metals, Nov. 66, pp 13-18
- 95) M. Fukuda
MATHEMATICAL ANALYSIS ON THE RELATION BETWEEN CRYSTALLOGRAPHIC
TEXTURE AND LANKFORD R-VALUE IN STEEL SHEETS
Trans. Iron Steel Inst. Japan 8, 1968, p 68

- 96) C.M. Vlad
 VERFAHREN ZUR ERMITTLUNG DER TEXTURANISOTROPIE IN KOHLENSTOFFARMEN
 FEINBLECHEN MITTELS INVERSER POLFIGUREN
 Materialprüfung 19, 1977, Nr. 3, pp 99-103
- 97) G.B. Harris
 QUANTITATIVE MEASUREMENT OF PREFERRED ORIENTATION IN ROLLED
 URANIUM BARS
 Phil. Mag. 1952, 43, pp 113 ff
- 98) G. Wassermann, J. Grewen
 TEXTUREN METALLISCHER WERKSTOFFE
 Springer Verlag 1962
- 99) F. Wever, W.E. Schmidt
 TEXTUREN KALTVERFORMTER METALLE
 Z. Metallkunde, 22, 1930, p 133
- 100) C.S. Barrett, L.H. Levenson
 THE STRUCTURE OF ALUMINIUM AFTER COMPRESSION
 Trans. AIME 137, 1940, p 113
- 101) D. Schläfer, H.J. Bunge
 THE DEVELOPMENT OF THE ROLLING TEXTURE OF IRON DETERMINED BY
 NEUTRON-DIFFRACTION
 Texture 2, 1974, pp 157-171
- 102) W. Oesterle, G. Blümel, H. Wever
 DIE WALZTEXTUR VON HOCHREINEM EISEN
 Materialprüfung 19, 1977, Nr. 8, pp 347-350
- 103) F. Haessner, W. Weik
 UNTERSUCHUNGEN DER WALZ- UND REKRISTALLISATIONSTEXTUREN VON
 KARBONYLEISEN
 Arch. Eisenhüttenwesen 28, 1956, p 153
- 104) B. Baudalet, P. Larniere, et al
 COURBES LIMITES D'EMBOUTISSAGE ANALYSE MICROSTRUCTURALE
 DE L'INFLUENCE DES TRAJECTOIRES DE DEFORMATION
 Congress IDDRG Warschau, 1977, WG II, 31 A
- 105) D. Grzesik, C.M. Vlad
 INFLUENCE OF DEFORMATION PATH UPON THE CHANGE OF PLASTIC ANISOTROPY
 DURING THE FORMING OF HOT AND COLD ROLLED LOW-CARBON DEEP DRAWING
 SHEET STEEL
 Congress IDDRG Warwick, 1978, pp 203-210
- 106) J.F. Held
 THE EFFECT OF INHOMOGENEOUS TEXTURES ON MECHANICAL PROPERTIES OF
 LOW-CARBON STEEL SHEETS
 Trans. Met. Soc. AIME 239, 1967, pp 573-576
- 107) R.N. Dubey, A.H. Elkholy
 NECKING OF ELASTIC-PLASTIC CYLINDERS UNDER UNAXIAL TENSION
 Fracture 77, Vol. 2, ICF 4, Waterloo Canada 1977
- 108) D.V. Wilson, O. Acselrad
 EFFECTS OF MIKROSTRUCTURE ON FORMABILITY IN BIAxIAL STRETCHING
 Congress IDDRG Warwick, 1978, pp 155-166

- 109) G. Ferran, S.L. de Andrade
STRUCTURAL DAMAGE IN SHEET METAL FORMING
Fracture 77, Vol. 2, ICF 4, Waterloo Canada 1977
- 110) M.C. Nobrega, H.L. de Andrade, E.C. Sarmiento, G. Ferran
EVOLUTION OF THE MICROSCOPICAL HETEROGENITIES IN SHEET METAL FORMING
Congress IDDRG Warwick, 1978, pp 145-153
- 111) H.C. Rogers
THE TENSILE FRACTURE OF DUCTILE METALS
Trans. AIME, 218 (1960), p 498 ff
- 112) K.E. Puttik
DUCTILE FRACTURE IN METALS
Phil. Mag. 4 (1959) p 964 ff
- 113) R. Helms, K. Naseband
A DUCTILE FRACTURE CRITERION FOR METALS
Fracture 77, Vol. 2, ICF 4, Waterloo Canada 1977
- 114) W.T. Lankford, S.C. Snyder, J.A. Bauscher
NEW CRITERIA FOR PREDICTING THE PRESS PERFORMANCE OF DEEP
DRAWING SHEETS
Trans. A.S.M. 42 (1950), pp 1197-1232
- 115) K. Nakazima, T. Kikuma, K. Hasuka
STUDY ON THE FORMABILITY OF STEEL SHEETS
Yawata techn. Rep. Nr. 264, (1968), pp 141-154
- 116) M. Considère
DIE ANWENDUNG VON EISEN UND STAHL BEI CONSTRUKTIONEN
Verl. Carl Gerold u. Sohn, Wien 1888
- 117) W. Ziegler
PLASTISCHE INSTABILITÄT ALS URSACHE FÜR DAS REISSEN VON
WERKSTOFFEN BEI DER KALTFORMGEBUNG
Arch. Eisenhüttenwesen, 42, 1971, pp 469-472
- 118) E.W. Hart
THEORY OF THE TENSILE TEST
Acta Metallurgica, Vol. 15, 1967, pp 351-355

